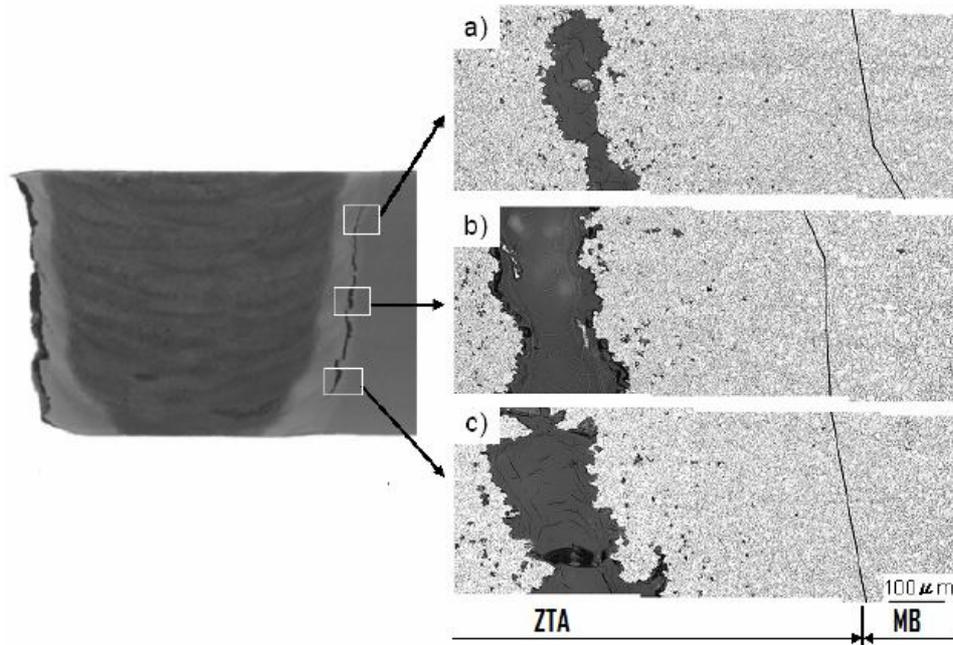
INSTITUTO SUPERIOR DE ENGENHARIA DE LISBOA

Departamento de Engenharia Mecânica

ISEL

Comportamento e Mecanismos de Falha à Fluência em Aços P91 e Juntas Soldadas

MIGUEL DIAS CARDOSO

(Licenciado em Engenharia Mecânica)

Trabalho Final de Mestrado para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica

Orientador:
Professor Eduardo Manuel Dias Lopes

Júri:
Presidente: Professor Doutor João Carlos Quaresma Dias
Vogais: Professor Doutor Nuno Miguel Carvalho Pedrosa

Dezembro de 2009

RESUMO

A presente dissertação expõe os conhecimentos adquiridos ao longo da experiência acumulada a nível profissional na Alstom Portugal, conjuntamente com os que foram transmitidos durante a frequência do curso de Mestrado de Engenharia Mecânica – Perfil de Manutenção e Produção.

O tema da tese aborda o estudo do aço X10CrMoVNb9-1 (P91), com particular incidência em juntas soldadas, que têm estado associadas nos últimos anos ao aparecimento de falhas em centrais termoeléctricas numa fase prematura do seu funcionamento, designadas por fissuração do tipo IV, que ocorrem na zona termicamente afectada pela soldadura onde o grão é mais refinado.

A optimização de parâmetros de soldadura e tratamento térmico é essencial para que se consigam obter tempos de resistência à rotura por fluência que estejam em consonância com o definido em fase de projecto.

Tendo em consideração a durabilidade dos ensaios de fluência, optou-se para este estudo por efectuar-se uma recolha de dados relativos a estes ensaios realizados em materiais base e juntas soldadas nos últimos quinze anos, com o objectivo de optimização de parâmetros de soldadura e tratamentos térmicos associados.

Como conclusões, verificou-se que os diferentes processos de soldadura utilizados não têm uma influência significativa no que corresponde à variação do tempo de rotura por fluência. A utilização de um tratamento térmico de normalização e revenido após soldadura permite uma melhoria de valores de resistência à fluência comparativamente ao tratamento térmico convencional, que é normalmente aplicado em fabrico de componentes sob pressão que utilizam este material.

Dada a dimensão e complexidade da maioria destes componentes, estes tratamentos térmicos só podem ser utilizados quando as dimensões dos mesmos possibilitarem a sua colocação em fornos de tratamento térmico habitualmente existentes nos fabricantes.

Uma opção viável a ser tomada , no caso de utilização destes materiais, passa por uma redução da tensão de serviço por aumento de espessura dos respectivos componentes. No entanto, este aumento de espessura deve ter em consideração mecanismos de fadiga térmica que devem ser equacionados conjuntamente com os mecanismos de fluência, com o objectivo de se obter os melhores compromissos para cada situação.

Palavras Chave: Mecanismos de Fluência; Aço X10CrMoVNb9-1; Centrais Termoeléctricas de Ciclo Combinado; Soldadura do aço X10CrMoVNb9-1; Fissuração Tipo IV.

ABSTRACT

This thesis reflects the background knowledge achieved through professional experience in Alstom Power, Portugal and the Master Degree in Mechanical Engineering - Maintenance and Production branch.

The aim of this thesis is the study of the X10CrMoVnNb9-1 (P91) steel, particularly welding joints and service behaviour in Combined Cycle Power Plants; in recent years unexpected failures in various components in an early stage of its lifetime operation, normally defined by type IV cracking, appearing in the heat affected zone of the weld joint, with grain refinement.

The optimization of welding parameters and heat treatment are essential to achieve an increase in creep resistance, accordingly to the specifications defined in the design.

Considering that creep tests to evaluate materials behaviour are time extensive, this project was mainly based on data collation made in parent materials and related welding joints in the last fifteen years, with the aim of optimizing the welding procedures and heat treatment parameters.

In conclusion, it was verified that the different welding processes and procedures used have no significant influence in accelerated creep test results. The use of a post welding combined heat treatment, by normalizing and tempering, results concerning of creep resistance, when comparing with the standard heat treatments applied during the manufacturing of pressure vessel components using this type material (P91).

Due to dimensions and complexity of these components (e.g., superheater header), these heat treatments can only be applied if large heaters or furnaces are available in the manufacturers.

A possible option to be used, considering the use of these materials, is to reduce the tensile stress increasing the thickness on these components. However, this increase in thickness must take into account thermal fatigue mechanisms that must be addressed together with creep damage mechanisms, to obtain the best compromise for each scenario.

Key Words: Creep Mechanisms; X10CrMoVNb9-1 Steel; Heat recovery steam generation; X10CrMoVNb9-1 Steel Welding; Type IV cracking.

AGRADECIMENTOS

Nesta recta final, seria inevitável uma reflexão sobre todos aqueles que, de uma forma directa ou indirecta, contribuíram para a obtenção do produto final que constitui esta dissertação.

Agradeço em primeiro lugar ao Professor Eduardo Dias Lopes pela sua dedicação e disponibilidade, assim como as suas linhas orientadoras e o consequente acompanhamento e ensinamentos que sempre disponibilizou.

A todos os meus Colegas de trabalho e amigos pela força e apoio durante mais esta etapa.

Por último, queria agradecer de uma forma mais particular aos meus pais, ao meu irmão e à minha mulher pelo incentivo nos momentos de menor ânimo.

ÍNDICE GERAL

ÍNDICE DE FIGURAS

ÍNDICE DE TABELAS

NOMENCLATURA

Abreviaturas

ASME – American Society of Mechanical Engineers

ASTM – American Society for Testing and Materials

AVR – Avaliação de Vida Restante

AWS – American Welding Society

END – Ensaios Não Destrutivos

EPRI – The Electric Power Research Institute

FCAW – Flux Cored Arc Welding

GCZTA – Grão Coalescido da Zona Termicamente Afectada

GFZTA – Grão Fino da Zona Termicamente Afectada

IQI – Indicador de Qualidade de Imagem

ISQ – Instituto de Soldadura e Qualidade

MB – Material Base

MD – Material Depositado

MIG/MAG – Metal Inert Gás/Metal Active Gás

ORNL – Oak Ridge National Laboratory

SAS – Soldadura por Arco Submerso

SAW – Submerged Arc Welding

SER – Soldadura por Eléctrodo Revestido

SMAW – Shielded Metal Arc Welding

TEM – Transmission Electron Microscopy

TIG – Tungsten Inert Gás

ZTA – Zona Termicamente Afectada

Caracteres Romanos

A – Constante adimensional da equação 2.11

A_1 – Constante adimensional da equação 2.5

Ac_1 – Temperatura de inicio da transformação intercrítica (ºC)

Ac_3 – Temperatura de inicio da transformação em austenite (ºC)

a_n – Área da secção recta do núcleo da deslocação (m^2)

B – Coeficiente da lei de potencia da fluência

b – Vector de Burgers (m)

C – Constante da equação de Larson Miller

D – Coeficiente de difusão (m^2 s^{-1})

d – Tamanho de grão (m)

D_0 – Coeficiente de difusão característico do material (m^2 s^{-1})

d_1 – Distancia do empilhamento de deslocações (m)

D_b – Coeficiente de difusão através do limite de grão (m^2 s^{-1})

D_{ef} – Coeficiente de difusão efectiva (m^2 s^{-1})

D_L – Coeficiente de difusão no interior dos grãos (m^2 s^{-1})

D_n – Coeficiente de difusão através do núcleo das deslocações (m^2 s^{-1})

D_v – Coeficiente de difusão na rede (m^2 s^{-1})

E – Faceta dos limites de grão com microvazios (μm)

F – Força por unidade de comprimento (N m^{-1})

fh – Fracção da área limite ocupada por microvazios

G – Módulo de elasticidade transversal (GPa)

h – Distancia de escorregamento (m)

K – Constante de Boltzmann (J K^{-1})

L – Deformação (%)

m – Expoente da lei de potência

M_F – Temperatura final da transformação em martensite (ºC)

M_S – Temperatura de inicio da transformação em martensite (ºC)

P_{LM} – Parâmetro de Larson e Miller

P_{MH} – Parâmetro de Manson e Haferd

P_{SD} – Parâmetro de Sherby e Dorn

q – Constante da equação 2.19

Q – Energia de activação para o processo de difusão (kJ mol^{-1})

Q_{CH} – Calor libertado pela caldeira de recuperação (MW)

Q_{RTG} – Calor libertado pela turbina a gás (MW)

Q_{RTV} – Calor libertado pela turbina a vapor (MW)

Q_{TG} – Calor fornecido à turbina a gás (MW)

Q_{TV} – Calor fornecido à turbina a vapor (MW)

R – Constante dos gases perfeitos ($JK^{-1}mol^{-1}$)

r_h – Raio do microvazio (m)

T – Temperatura (ºC)

T_a – Constante do parâmetro de Manson e Haferd

t_a – Constante do parâmetro de Manson e Haferd

T_f – Temperatura de fusão (ºC)

T_K – Temperatura absoluta (K)

T_P – Temperatura de pré-aquecimento (ºC)

t_r – Tempo de rotura (h)

v – Velocidade média das deslocações ($m\ s^{-1}$)

V – Volume de um microvazio (m^3)

Vc – Velocidade de trepa nas extremidades dos empilhamentos dos limites de grão ($m\ s^{-1}$)

V_t – Velocidade de trepa de uma deslocação cunha ($m\ s^{-1}$)

w – Variável geométrica correspondente à equação 2.20

W_{TG} – Trabalho útil realizado pela turbina a gás (MW)

W_{TV} – Trabalho útil realizado pela turbina a vapor (MW)

X – Factor de Bruscato;

Z – redução de área (%)

Símbolos Gregos

$\dot{\varepsilon}$ – Taxa de deformação (h^{-1})

α – Constante na equação 2.2

α_1 – Constante relacionada com a forma de grão pertencente à equação 2.8

β– Parâmetro dependente da lei de Norton correspondente à equação 2.16

γ_b – Energia livre do limite de grão ($J\ m^{-2}$)

γ_f– Energia livre de superfície ($J\ m^{-2}$)

δ – Espessura da fronteira do limite de grão (m)

φ – Parâmetro dependente da lei de Norton correspondente à equação 2.16

ε_{VM} – Deformação equivalente de Von Mises (m)

η_{Comb} – Rendimento do ciclo combinado

η_{CR} – Rendimento da caldeira de ciclo combinado

η_{TG} – Rendimento da turbina a gás

η_{TV} – Rendimento da turbina a vapor

λ – Distancia entre microvazios (µm)

ν_p – Razão de Poisson;

ρ_m – Densidade de deslocações móveis (m^{-2})

σ – Tensão aplicada (MPa)

σ_0 – Tensão limiar (MPa)

σ_{VM} – Tensão equivalente de Von Mises (MPa)

σ_c – Tensão crítica de nucleação de microvazios (MPa)

σ_h – Tensão hidrostática (MPa)

τ – Tensão tangencial (MPa).

ψ – Ângulo dos microvazios com os limites de grão

Ω – Volume atómico (m^3)

δ – Espessura do limite de grão (m)

1 INTRODUÇÃO

1.1 Objectivo do estudo

Desde sempre, a história revela-nos que é usual existir uma interacção entre os avanços tecnológicos e o desenvolvimento de novos materiais. O aparecimento de novos aços esteve na maioria das vezes associados à necessidade existente de colocar conhecimentos adquiridos em prática, mas que estavam limitados pelos materiais existentes até essa data.

O desenvolvimento das centrais termoeléctricas, para além de estar relacionado com melhorias constantes a nível de projecto, beneficiou do aparecimento de novos materiais, ao permitir uma utilização de temperaturas superiores de funcionamento. Este incremento de temperatura traduz-se num aumento da eficiência da caldeira, permitindo a redução de consumos de combustível por kWh.
Entre os anos de 1950 e 1990, existiu uma redução em cerca de 50% do consumo de combustível necessário para produzir 1 kWh de electricidade [1]. Esta redução de consumo, para além de trazer benefícios a nível económico, é também importante em termos de impacte ambiental, uma vez que as emissões de CO_2 são também reduzidas.

Para estes componentes são definidos pelo projecto tempos de serviço mínimos correspondentes a 10^5 horas de funcionamento. Tendo em consideração os custos de construção de novas unidades, são utilizadas actualmente metodologias de extensão de vida que vieram permitir o funcionamento destas unidades para tempos de serviço superiores aos definidos em fase de projecto

O aparecimento de aços resistentes a alta temperatura, mais concretamente os pertencentes ao grupo 9-12% Cr, ao possibilitar a utilização de temperaturas de serviço cada vez mais elevadas, permitiu um aumento da pressão do vapor à entrada da turbina.
O aumento da temperatura de vapor à entrada da turbina de 538ºC (30 MPa) para 650ºC (40MPa) veio permitir um aumento da eficiência da turbina em cerca de 8% [2].

No que corresponde à utilização de aços do tipo 9-12% Cr, foi escolhido para este estudo o aço cujos principais elementos de liga correspondem ao crómio (9%) e molibdénio (1%), tendo em consideração a sua grande utilização actual em componentes sob pressão sujeitos às temperaturas mais elevadas, como os sobreaquecedores e reaquecedores.

Contrariamente ao seu antecessor, o aço X11CrMo9-1, o X10CrMoVNb9-1[1] (sendo comum designá-lo apenas por P91), foi modificado com adições de vanádio, nióbio e azoto. Estas modificações permitiram uma melhoria das propriedades mecânicas deste aço, possibilitando a sua utilização em condições superiores de temperatura e pressão.

Contudo, devido à necessidade de utilização de processos de soldadura durante o fabrico de componentes sobre pressão, verifica-se que a resistência à fluência nas juntas de soldadura é inferior quando comparada com a resistência no material base (MB).

As consequências associadas a este facto têm-se traduzido em alguns casos, em modos de falha prematura na Zona Termicamente Afectada (ZTA)[2], devido ao aparecimento de fissuração na zona onde existiu refinamento de grão provocado pelo ciclo térmico da soldadura. Este modo de fissuração é designado por fissuração do Tipo IV [3].
Este modo de falha tem ocorrido em caldeiras com tempos de funcionamento compreendidos entre 20.000 e 40.000 horas [3], o que tem motivado alguma preocupação.

De modo a optimizar o comportamento destes materiais à fluência (incidindo-se principalmente em juntas soldadas), foi elaborado este trabalho com o objectivo de averiguar a influência que os processos de soldadura e parâmetros de tratamento térmico têm no comportamento à fluência deste material.
Foi efectuada uma pesquisa bibliográfica sobre os temas considerados pertinentes para este estudo, tendo como suporte a toda esta pesquisa, dados experimentais resultantes de ensaios efectuados no aço P91.

A estrutura deste trabalho está dividida nos seguintes capítulos:

- Fluência;
  São abordados os diferentes mecanismos de degradação por fluência que podem existir para determinadas condições de tensão e temperatura.

---

[1] Designação de acordo com as Normas Europeias. A designação "P91" provêm das normas ASTM (American Society for Testing and Materials).
[2] Também designada por alguns autores como ZAC (Zona Afectada pelo Calor).
[3] O aparecimento de fissuração na soldadura é agrupado em quatro categorias, mediante a sua localização.

A execução de ensaios de fluência e equipamento utilizado é também referida neste capítulo, conjuntamente com os principais métodos de extrapolação usados a partir dos resultados dos ensaios de fluência acelerados.

- Central termoeléctrica de ciclo combinado;

  É feita a descrição de uma central termoeléctrica de ciclo combinado, fazendo-se referência aos materiais utilizados nos principais componentes que a constituem.

- Características do Aço X10CrMoVNb9-1 (P91);

  Após breve introdução relacionada com o aparecimento do aço P91, é descrito um conjunto de propriedades deste aço como a composição química, características mecânicas e microestrutura.

- Soldadura do Aço X10CrMoVNb9-1 (P91);

  Como referido, a soldadura corresponde a um processo de ligação de materiais largamente utilizado na indústria. É feita referência aos principais parâmetros a ter em consideração nas operações de soldadura e tratamentos térmicos. São abordados os diferentes modos de fissuração que podem surgir na junta de soldadura, onde está inserida a fissuração tipo IV.

- Dados Experimentais;

  Nos últimos quinze anos, o ISQ (Instituto de Soldadura e Qualidade) tem estado envolvido em diversos projectos internacionais relacionados com a utilização deste aço. Os dados utilizados neste trabalho são provenientes desses projectos, no qual se procurou identificar as principais variáveis e a sua influência no comportamento à fluência do aço P91.

- Discussão de resultados;

  A discussão de resultados é feita recorrendo-se aos conceitos expostos na pesquisa bibliográfica, numa perspectiva de encontrar causas que procurem justificar os valores obtidos.

- Conclusão;

  Tendo em consideração os resultados obtidos, é feita uma análise da aplicabilidade dos parâmetros óptimos de soldadura e tratamento térmico em situações reais de fabrico e montagem de equipamentos sob pressão.

Após a conclusão, sugerem-se alguns temas considerados pertinentes que poderão num futuro próximo ser objecto de estudo.

Sob uma lógica de constante evolução tecnológica, torna-se imperativa a adequabilidade dos actuais processos de construção de componentes para centrais de ciclo combinado, quer ao nível dos processos de soldadura utilizados quer ao nível dos materiais, numa perspectiva de serem obtidas mais valias para o projecto.

2 FLUÊNCIA

2.1 Introdução

A fluência pode ser definida como a deformação plástica lenta de um material sob acção de uma carga constante durante um determinado período de tempo [3]. Este fenómeno torna-se significativo, verificando-se de forma mais nítida a temperaturas superiores a 40% da temperatura de fusão do material.

A figura 2.1 ilustra curvas típicas de fluência de um material em condições de carga (curva A) e tensão (curva B) constantes [4]. Na prática, a situação mais frequente é aquela cuja carga se mantém constante ao longo do tempo.

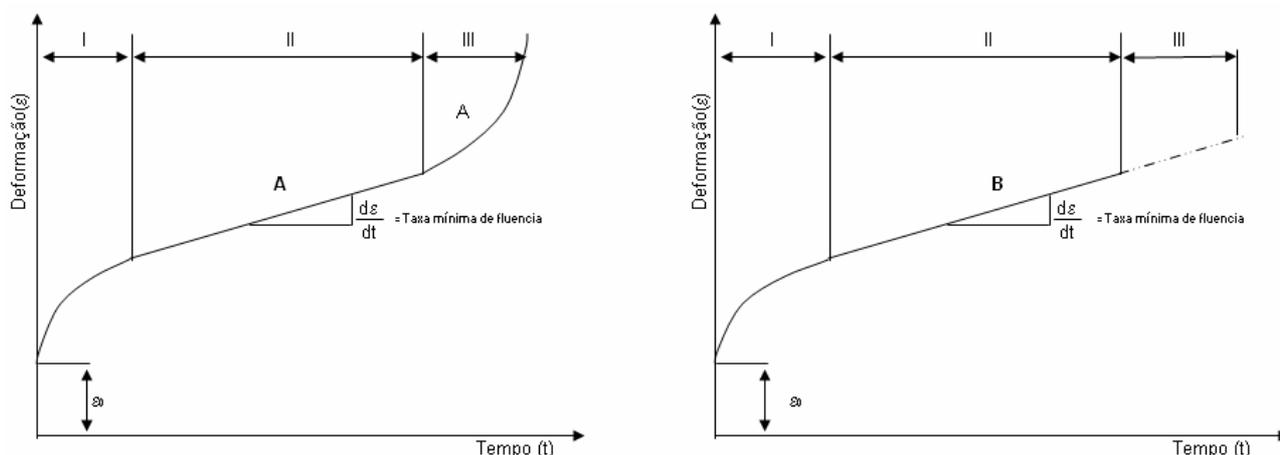



Figura 2.1 – Curvas típicas de fluência de um material em condições de carga (Curva A) e tensão (curva B) constantes [3].

Estas curvas apresentam uma deformação inicial (ε_0), essencialmente elástica, que é praticamente instantânea, resultante da aplicação da tensão. Na figura 2.1 identificam-se três zonas distintas na curva de fluência:

- Fluência primária (I) – É caracterizada por apresentar valores de velocidade de deformação (ε) decrescentes ao longo do tempo, até se obter uma taxa constante, o que normalmente acontece num curto período de tempo [5].
  Existe o predomínio inerente a processos de endurecimento por deformação, que impede o movimento das deslocações.

- Fluência Secundária (II) – Devido ao equilíbrio existente entre os processos de endurecimento por deformação e os processos de recuperação, a velocidade de fluência pode considerar-se praticamente constante.

  O valor médio da velocidade de fluência durante o período secundário, designa-se normalmente por velocidade de fluência mínima, que constitui um parâmetro importante para efeitos de projecto e usualmente é expresso como:

  - A tensão capaz de induzir uma velocidade de fluência de 0,0001% por hora ou 1% de deformação em 10^4 horas;

  - A tensão que produz uma velocidade de fluência de 0,00001% por hora ou 1% em 10^5 horas;

  O primeiro tipo de representação é o mais adequado para componentes de turbinas de aviões, e o segundo para componentes de turbinas de vapor.

- Fluência terciária (III) - Verifica-se normalmente em ensaios a carga constante (curva A) e pode ser originada por um elevado número de factores, nos quais se incluem: aumento da tensão, formação de microvazios e acentuada evolução microestrutural.

Todas as fases de fluência são aceleradas quando se aumenta a tensão aplicada e/ou a temperatura.

2.2 Mecanismos de deformação por fluência/equações constitutivas

A deformação plástica dos materiais é devida à tensão aplicada, temperatura e microestrutura, nomeadamente das fases presentes, tamanho de grão, natureza e distribuição de precipitados e densidade de deslocações.
Considera-se que os principais mecanismos de deformação por fluência são: fluência devida ao deslizamento (escorregamento) das deslocações, fluência decorrente do escorregamento e trepa das deslocações, fluência por difusão e fluência por escorregamento dos limites de grão.

2.2.1 Fluência devida ao deslizamento (escorregamento) das deslocações

Este mecanismo envolve o movimento das deslocações ao longo dos planos de escorregamento, e a ultrapassagem das barreiras (precipitados, limites de grão) por activação térmica. A velocidade de deformação provocada por uma densidade $\boldsymbol{\rho_m}$ de deslocações móveis, que se deslocam através de um determinado volume com obstáculos, com uma velocidade média v, é dada segundo Orowan [6] por:

$$\dot{\varepsilon} = \rho_{\mathrm{m}}.\mathrm{b}.\mathrm{v} \qquad (2.1)$$

em que b representa o vector de Burgers da deslocação.
Num estado estacionário (fluência secundária), $\boldsymbol{\rho_m}$ é apenas função da tensão e da temperatura, tendo Árgon [7] proposto que:

$$\rho_{\mathrm{m}} = \alpha.\left(\frac{\tau}{\mathrm{Gb}}\right)^2 \qquad (2.2)$$

onde α é uma constante da ordem de grandeza da unidade, τ representa a tensão tangencial à deslocação e G o módulo de elasticidade transversal.

A velocidade média das deslocações, v, depende da força por unidade de comprimento, F = τ.b, que actua sobre a linha de deslocação e da sua mobilidade, M, do seguinte modo:

$$\mathrm{v} = \mathrm{M}.\mathrm{F} \qquad (2.3)$$

O cálculo de M implica determinar a velocidade com que as deslocações ultrapassam os obstáculos, a qual é função da forma e natureza destes. Considera-se dois grandes tipos de obstáculos: discretos (exemplo: precipitados) e contínuos (exemplo: Solução Sólida).
Este mecanismo é dominante para tensões elevadas, onde se verificam relações τ /G >10^{-2}.

2.2.2 Fluência devida a escorregamento e trepa das deslocações

Para este caso, o escorregamento das deslocações móveis é responsável pela maior parte da deformação, enquanto a trepa para ultrapassar os obstáculos discretos determina a velocidade média das deslocações. Este mecanismo distingue-se do anterior, devido ao processo controlador da velocidade ao nível atómico ser a difusão de iões ou lacunas de/ou para a deslocação que trepa.
A velocidade com que uma deslocação cunha trepa um determinado obstáculo, sob a acção de uma tensão σ actuando paralelamente ao seu vector de Burgers, é dada por [8]:

$$V_t = .\frac{D_v.\sigma.\Omega}{b.K.T_K} \qquad (2.4)$$

em que D_v corresponde ao coeficiente de difusão na rede (em volume) e Ω ao volume atómico.
Considerando que a velocidade média das deslocações poderá ser expressa por [9 a 12]:

$$\dot{\varepsilon} = A_1.D_{ef}.G.b\left(\frac{\tau}{G}\right)^n.\left(\frac{1}{K.T_K}\right) \qquad (2.5)$$

Onde A_1 é uma constante adimensional que engloba todas as constantes de proporcionalidade e D_{ef} é o coeficiente de difusão efectiva igual a:

$$\mathrm{D_{ef}} = \mathrm{D_v}.\left[1+\left(\frac{10.\mathrm{a_n}}{\mathrm{b}^2}\right).\left(\frac{\tau}{\mathrm{G}}\right)^2.\frac{\mathrm{D_v}}{\mathrm{D_n}}\right] \qquad (2.6)$$

D_n é o coeficiente de difusão através do núcleo das deslocações e a_n é a área da secção recta do núcleo da deslocação na qual ocorre a difusão mais rápida. Considerou-se que $\Omega = b^3$ e que σ é proporcional a τ .

A equação (2.5) corresponde, na realidade, a duas equações: (i) a altas temperaturas e baixa tensões aplicadas, a difusão lacunar é dominante, designando-se o mecanismo correspondente por fluência a alta temperatura, (ii) a temperaturas mais baixas e/ou tensões mais elevadas, a difusão através do núcleo das deslocações torna-se dominante e a velocidade de deformação varia com τ^{n+2}, em vez de τ^{n}, designando-se o mecanismo por fluência a baixa temperatura.

Para tensões suficientemente baixas, ocorre um mecanismo de fluência em que ε é proporcional a τ. Nestas condições, considerando-se um valor constante para a densidade de deslocações e combinando as equações anteriores, obtêm-se:

$$\dot{\varepsilon} = \rho_m . \frac{\Omega}{b} . D_v . G . b . \frac{\tau}{G} . \frac{1}{K . T_K} \qquad (2.7)$$

Este mecanismo é dominante para valores de τ /G compreendidos entre 10^{-4} e 10^{-2}.

2.2.3 Fluência por difusão

Mediante a aplicação de uma tensão, ocorre uma variação do potencial químico dos átomos nos limites de grão de um material cristalino, dando origem a um gradiente de potencial. A alta temperatura, este gradiente vai provocar um fluxo de matéria no interior e nos limites de grão, dando origem a uma deformação permanente.

O fluxo de átomos ocorre das regiões com tensões de locais de compressão para regiões com tensões locais de tracção. Em sentido contrário, ocorre um fluxo de lacunas (fig 2.2).

A fluência por difusão pode ser dividida em fluência de Nabarro-Herring e fluência de Coble [13]

- Fluência de Nabarro-Herring

  Para temperaturas elevadas e tensões baixas, a difusão desenrola-se no interior dos grãos, sendo a velocidade de extensão dada pela equação.

$$\dot{\varepsilon} = \alpha_1 . \frac{D_L . \sigma . \Omega}{d^2 . K . T_K} \qquad (2.8)$$

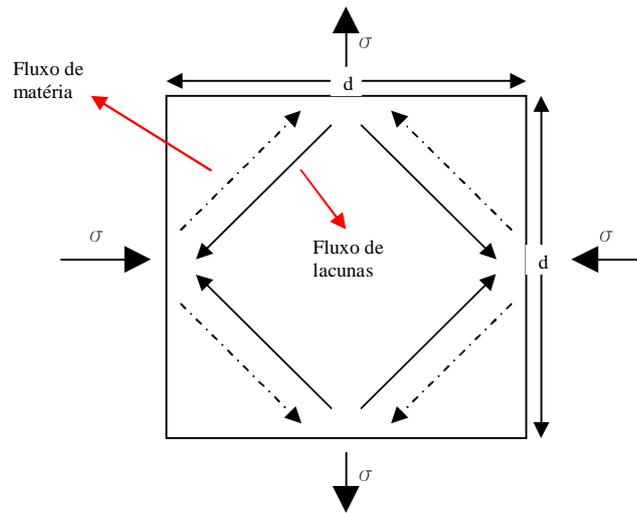



Figura 2.2 – Fluência por difusão – Sentido correspondente ao fluxo dos átomos e lacunas.

em que α_1 corresponde a um factor numérico dependente da forma do grão, d ao tamanho de grão e D_L representa o coeficiente de difusão no interior dos grãos.

- Fluência de Coble

  Para temperaturas mais baixas, e tensões não muito elevadas, a difusão é feita pelos limites de grão, sendo a velocidade de deformação dada pela seguinte equação:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{D_b.\sigma.\delta.\Omega}{d^3.K.T_K} \qquad (2.9)$$

em que D_b corresponde ao coeficiente de difusão através do limite de grão e δ corresponde à espessura da fronteira do limite de grão.

A fluência de Coble é, assim, mais sensível ao tamanho de grão do que a fluência de Nabarro Herring. Numa situação em que o material tenha o grão muito fino, existirá uma tendência para a predominância do mecanismo de fluência de Nabarro-Herring.

Este mecanismo é dominante para valores de τ /G inferiores a 10^{-4}.

2.2.4 Fluência por escorregamento dos limites de grão

Ball e Hutchison [14] desenvolveram um modelo para este mecanismo de deformação, que envolve o escorregamento dos grãos através do movimento de deslocações. Este mecanismo é promovido pelo aumento de temperatura e/ou diminuição da velocidade de deformação. Ocorre de uma forma descontínua ao longo do tempo, variando de ponto para ponto a quantidade de deformação em cada limite de grão [15].

A velocidade de deformação é para este modelo controlada pela velocidade de remoção, por trepa, das deslocações existentes. A velocidade de trepa, V_C, na extremidade dos empilhamentos verificados nos limites de grão é controlada pela velocidade de difusão de lacunas associadas com o processo de trepa, sendo dada por [14] :

$$V_C = .\frac{D}{h.\left[\exp\left(\frac{\sigma.b^3}{K.T_K}\right) - 1\right]} \qquad (2.10)$$

em que D é o coeficiente de difusão e h a distância de escorregamento.

Resumindo, pode deduzir-se que na fase II de fluência estacionária, os mecanismos de deformação individuais exibem velocidades de deformação, ε, que são dependentes da tensão, σ, temperatura absoluta, T, e tamanho de grão, d, através de relação correspondente a:

$$\dot{\varepsilon} = A\frac{D.G.b}{K.T_K}\left(\frac{b}{d}\right)^p.\left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \qquad (2.11)$$

onde G representa o módulo de distorção, b o vector de Burgers , K a constante de Boltzmann, p e n são parâmetros do material e A uma constante adimensional. O valor de D corresponde ao coeficiente de difusão que é calculado através da seguinte equação:

$$D = D_0.\left(-\frac{Q}{R.T_K}\right) \qquad (2.12)$$

em que D_0 corresponde ao coeficiente de difusão característico do material, Q corresponde à energia de activação para o processo de difusão e R é a constante dos gases perfeitos.
Para determinadas condições experimentais de tensão, temperatura e tamanho de grão, verifica-se que a equação (2.11) apresenta como variáveis A, D, p e n.

O comportamento em fluência de metais puros e soluções sólidas de ligas a uma determinada temperatura pode ser dividido em três domínios representando:

- *Tensões baixas*

  A velocidade de deformação é controlada por um fluxo viscoso Newtoniano, cujo expoente da tensão, n, é igual a um. Neste domínio são preponderantes os mecanismos de difusão de Nabarro-Herring e de Coble. Para a fluência por difusão, os valores de p na equação (2.11) variam entre 2 e 3, respectivamente para os mecanismos de Nabarro-Herring e de Coble.

- *Tensões Intermédias*

  Para um domínio a elevada temperatura onde ocorre a trepa e recuperação, n toma o valor igual a cinco para os materiais puros e soluções sólidas.

  No entanto, este processo de trepa ocorre sequencialmente com o escorregamento viscoso onde a fluência é restringida pela ancoragem das atmosferas dos átomos do soluto, sendo neste caso o valor de n igual a três. Assim, existe uma transição de n de três para cinco à medida que o valor de tensão aumenta [16]. Os mecanismos que ocorrem no domínio das tensões intermédias são de natureza intragranular, ou seja p=0.

- *Tensões Elevadas*

  As deslocações libertam-se das atmosferas dos átomos do soluto [17, 18], começando n a desviar-se do valor 3. Neste domínio das tensões elevadas verifica-se que a velocidade de deformação varia exponencialmente com a tensão.

Para temperaturas homólogas superiores a 0,6 a fluência é acompanhada por fenómenos de recristalização que, ao alterarem ou originarem o desaparecimento da substrutura de deslocações, promovem um aumento da velocidade de deformação. É de salientar que, quanto maior for a pureza dos materiais, a recristalização é mais acentuada nestes casos, reduzindo-se no caso de materiais fortemente ligados e com uma dispersão de partículas estáveis.

2.2.5 Mapas de deformação

Estes mapas denominados por Mapas de Ashby [13] correspondem a um método de representação das regiões de temperatura e tensão onde estão definidos os mecanismos de fluência dominantes. As coordenadas τ/G e T/T_f são usadas para facilitar comparações entre diferentes materiais (figura 2.3). As linhas a traço fino identificam locais com velocidade de deformação constante.

Normalmente estes mapas de deformação apresentam três domínios principais correspondentes aos mecanismos anteriormente referidos: escorregamento de deslocações, fluência devida a escorregamento e trepa de deslocações e deformação por difusão. Para tensões mais baixas, a deformação é controlada por fenómenos de difusão, que poderá ocorrer no interior dos grãos (fluência de Nabarro-Herring) ou estar confinada aos limites de grão (fluência de Coble).

Para níveis intermédios de tensão, a deformação é controlada por escorregamento e trepa de deslocações. Quando as tensões são elevadas, a deformação ocorre devido ao escorregamento de deslocações.

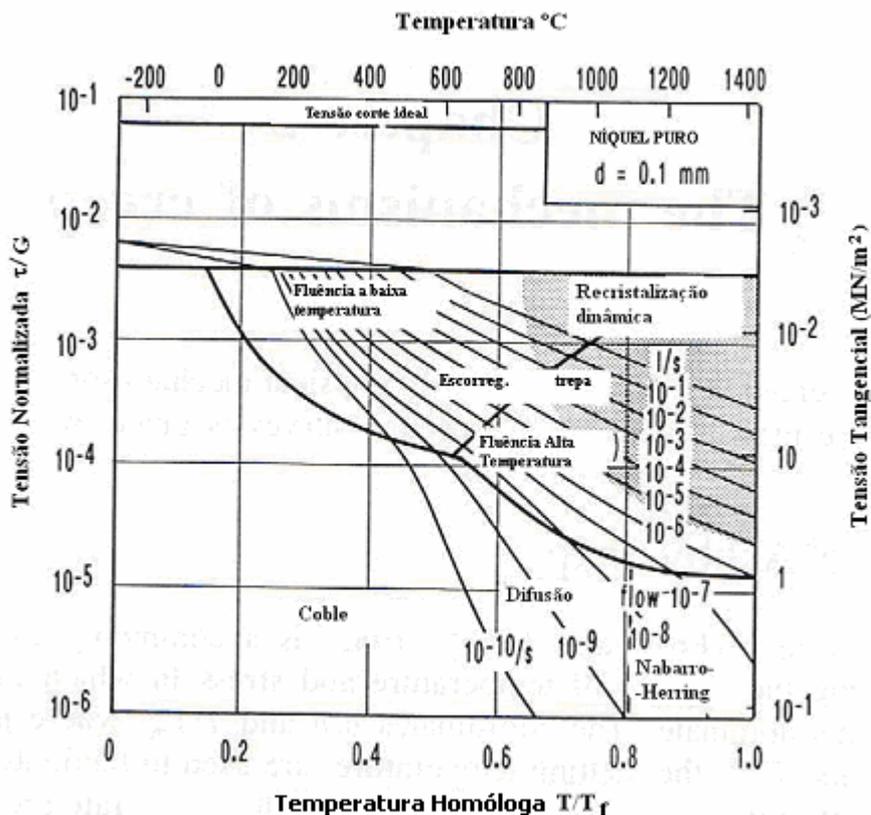



Figura 2.3 – Mapa de deformação do níquel com um tamanho médio de grão de 0,1 mm [13].

2.3 Nucleação e crescimento de microvazios

É frequente observar-se que o aparecimento de microvazios ocorre nos limites de grão, principalmente naqueles cuja direcção é transversa à tensão aplicada. Esta nucleação é devida à aglomeração de lacunas.

Em teoria, é necessária a existência de tensões nominais[4] da ordem de E/100, para que ocorra nucleação de microvazios [3, 19 a 27]. O que acontece na prática é que as tensões aplicadas são muito inferiores a este valor, o que pressupõe que o aparecimento de microvazios apenas pode ocorrer em locais com elevada concentração de tensões, nomeadamente precipitados, limites de grão, intercepções das bandas de escorregamento com os limites de grão e pontos triplos (locais onde as heterogeneidades de microextensão são mais pronunciadas), como representado na fig. 2.4.

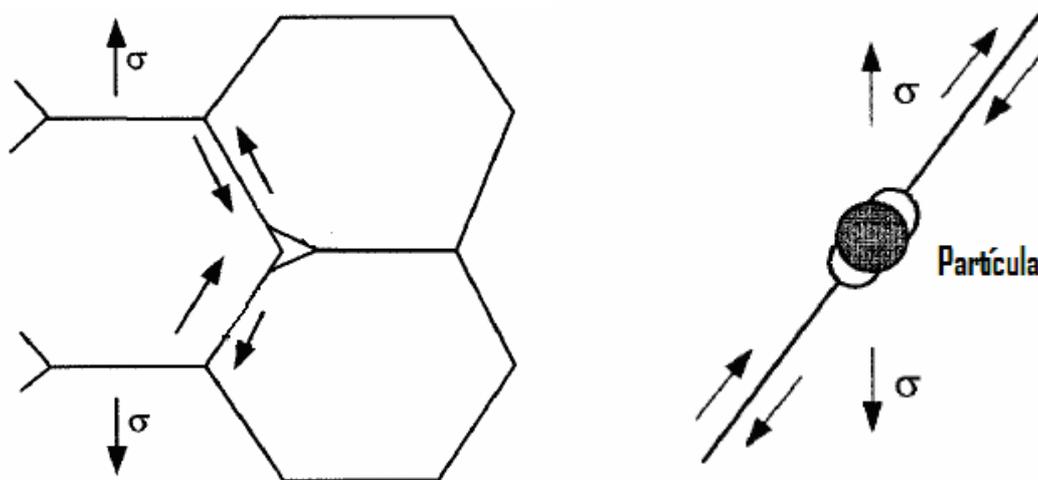



Figura 2.4 – Pormenor dos mecanismos de nucleação de microvazios (a) nos pontos triplos e (b) nas interfaces dos precipitados ou partículas com os limites de grão.

O mecanismo de nucleação de microvazios nas partículas existentes nos limites de grão resulta do efeito de concentração de tensões devido ao escorregamento nos limites de grão e/ou empilhamentos das deslocações que conferem uma concentração de tensões crítica dada por [28]:

$$\sigma_c = \left[\frac{2\gamma_f G}{\pi(1-\nu_p)d_1} \right] \qquad (2.13)$$

[4] Tensão Nominal – Tensão calculada com base na secção transversal real de um provete sem tomar em consideração as descontinuidades do material.

onde γ_f é a energia superficial, G é o módulo de distorção, d_1 a distância do empilhamento de deslocações e ν_p a razão de Poisson.

O crescimento de microvazios em regime de fluência varia de acordo com a temperatura, estado de tensão, velocidade de deformação e distribuição dos microvazios. Este crescimento pode ocorrer livremente, ou em condições de constrangimento [29 a 32], dando origem a situações onde os microvazios estão presentes em todos os limites de grão, ou quando os microvazios se encontram apenas em alguns limites de grão.
Quando os microvazios se desenvolvem de modo uniforme ao longo dos limites de grão podem crescer livremente até à fractura, sendo o mesmo controlado por difusão nos limites de grão [33].
Contrariamente, se o crescimento dos microvazios intergranulares se desenvolve de modo heterogéneo em função da inclinação dos limites de grão relativamente ao eixo da tensão e da estrutura dos mesmos, ocorre um crescimento constrangido.
Shamas [34] refere três tipos de crescimento de microvazios: crescimento controlado por difusão, crescimento plástico (ou contínuo) e crescimento geometricamente constrangido.

2.3.1 Crescimento de microvazios controlado por difusão

Consiste na difusão de lacunas geradas nos limites de grão [35 a 43], em direcção ao interior dos microvazios. O modo de crescimento dos microvazios está limitado pelo trajecto difusivo das lacunas até ao microvazio. Assim, o crescimento poderá ser controlado por difusão intergranular (fig. 2.5) ou por difusão superficial.
No crescimento controlado exclusivamente pela difusão intergranular, a matéria difunde-se do microvazio para o limite do grão, permitindo o seu crescimento.

Se a difusão superficial for rápida, a matéria distribui-se rapidamente dentro do microvazio permitindo que o mesmo mantenha uma forma aproximadamente esférica (fig. 2.5).

Se a difusão intergranular começar a ser maior que a difusão superficial, o microvazio tenderá a apresentar uma forma elíptica (fig. 2.6).

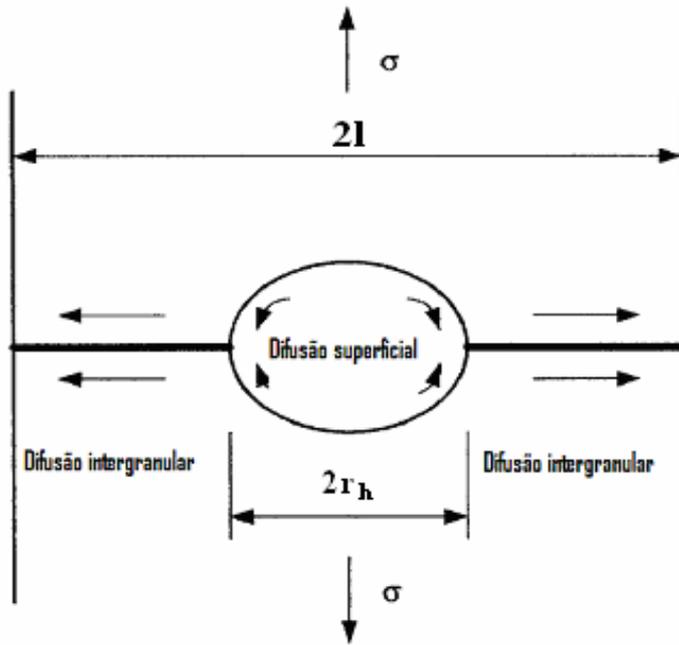



Figura 2.5 – Processo de crescimento de microvazios controlado por difusão intergranular [19].

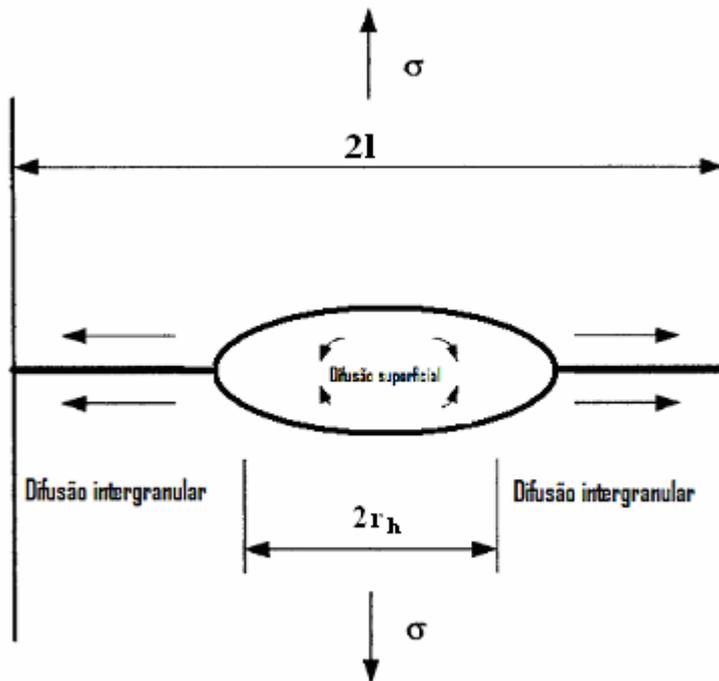



Figura 2.6 – Processo de crescimento de microvazios controlado por difusão superficial [19].

O que permite o transporte das lacunas ao longo dos limites de grão é a presença de gradientes locais de tensão provocados durante a fluência. A lacuna difunde-se para o microvazio, e na superfície interior deste, difunde-se para um ponto com potencial químico mínimo.

Os modelos de previsão da velocidade de crescimento dos microvazios estabelecem uma dependência linear entre a tensão e a energia de activação para o movimento das lacunas, que vai ser igual à velocidade de difusão destas nos limites de grão.

A previsão do crescimento de uma rede quadrada de microvazios de raio r e separados de 2C terá uma velocidade de crescimento V_D, para um microvazio de volume V, dada por [44]:

$$V_D = 8D_b\delta\Omega(\sigma - 2\gamma / r) / KT(4\ln(C/r) - (1-(\gamma/c))^2.(3 - r/c)^2 \quad (2.14)$$

Em que:

σ - tensão aplicada perpendicularmente ao limite de grão;

γ - energia de superfície;

D_b – coeficiente de difusão do limite de grão;

δ – espessura do limite de grão;

Ω - volume atómico;

K – constante de Boltzmann;

T – temperatura absoluta.

2.3.2 Crescimento plástico ou contínuo

A ocorrência deste mecanismo está associada a regiões onde existem elevadas deformações locais, resultante de elevadas velocidades de deformação do material quando este já se encontra numa condição de degradação avançada [45 a 47]. O crescimento dos microvazios pode desenrolar-se por um fenómeno de fluência de acordo com a lei de potência ou de difusão, ou mesmo de forma mista.

O crescimento dos microvazios por fluência com lei de potência é dado por:

$$\dot{\varepsilon} = \sigma^m \tag{2.15}$$

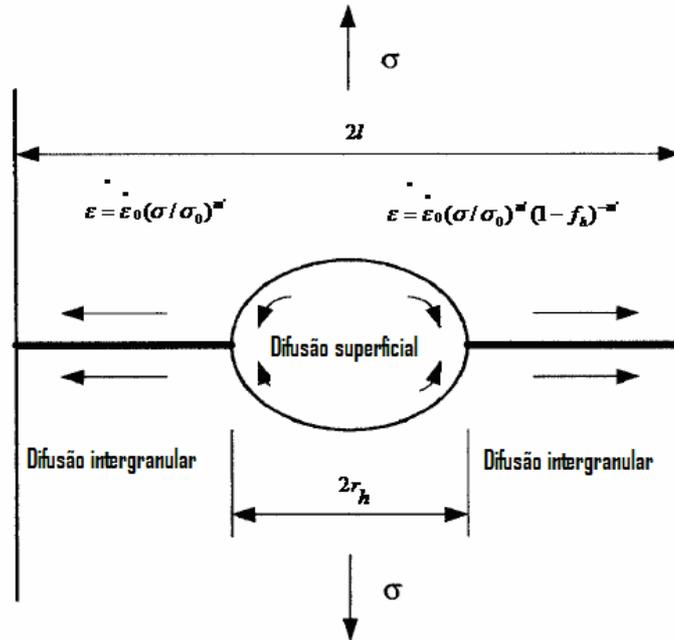



Figura 2.7 – Mecanismo de crescimento de microvazios controlado por lei de potência [19].

A fractura intergranular ocorre quando a fracção da área limite ocupada por microvazios ($fh=r_h^2/l^2$) atinge um valor crítico da ordem de 0,25 [19].

A velocidade de crescimento do microvazio poderá ser expressa pela seguinte relação [18]:

$$V_P = \varphi V\varepsilon \sinh(\beta\sigma_h/\sigma) \tag{2.16}$$

Onde:

V_p – taxa de crescimento dos microvazios;

V – volume do microvazio;

σ_h – tensão hidrostática;

$\sigma_{VM} = 1/(2)^{1/2}[(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2]^{1/2}$ - Tensão equivalente de Von Mises (2.17)

$\varepsilon_{VM} = 2^{1/2}/3[(\varepsilon_1-\varepsilon_2)^2+(\varepsilon_2-\varepsilon_3)^2+(\varepsilon_3-\varepsilon_1)^2]^{1/2}$ - Deformação equivalente de Von Mises (2.18)

φ e β – Parâmetros que dependem do expoente n da lei de Norton.

2.3.3 Crescimento com constrangimento geométrico

Os microvazios, ao nuclearem-se apenas em alguns limites de grão, crescem de forma constrangida devido à capacidade de deformação dos grão adjacentes, essencialmente por fluências de deslocações [46].

Quando a dilatação devida ao crescimento do microvazio ocorre a velocidade superior à velocidade de deformação da matriz circundante, o crescimento do microvazio é constrangido de modo a acompanhar a cinética da deformação por fluência. Neste caso, a tensão local para a formação de microvazios atinge valores inferiores à tensão aplicada.

Este processo de crescimento [48] está representado na figura 2.8 onde é assumido que todos os microvazios têm a mesma dimensão e estão uniformemente distribuídos.

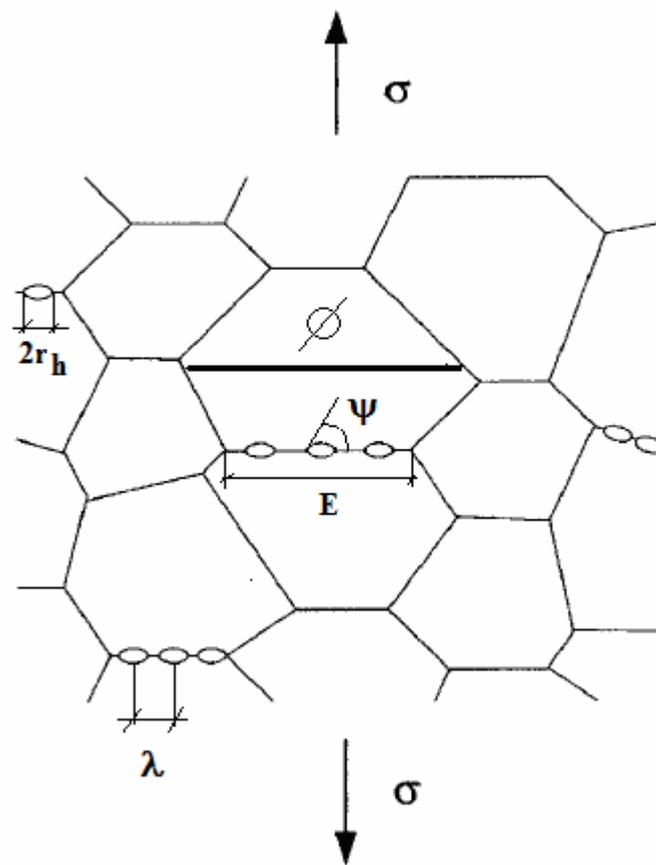



Figura 2.8 – Mecanismo de crescimento de microvazios com constrangimento geométrico [48].

Se o raio dos microvazios r_h for superior ao valor crítico ($R_c=2\gamma/\sigma$), onde γ é a energia por unidade de área da superfície e σ a tensão aplicada, a velocidade de crescimento de um microvazio será dada por [48]:

$$v_c = \frac{\sigma - (1-w)\sigma_0}{h(\psi) r_h^2 \left[q(w)kT/(2\Omega\delta D_b) + q\sigma/(\varepsilon_m \lambda^2 E) \right]} \quad (2.19)$$

Os valores de q(w) e h(ψ) são definidos por:

$$q(w) = -2\ln w - (3-w)(1-w) \quad (2.20)$$

$$h(\psi) = \frac{1}{sen\,\psi}\left[\frac{1}{1+\cos\psi} - \frac{\cos\psi}{2}\right] \quad (2.21)$$

Os valores das constantes e sua definição encontram-se na tabela 2.1.

Símbolo	Descrição	Equação	Valor	Unidade
B	Coeficiente da lei de potencia da fluência		$7{,}82\text{x}10^{-20}$	
r_h	Raio do microvazio		18,5-20,5	µm
E	Face do limite de grão com microvazios			µm
D_b	Coeficiente de difusão ao longo dos limites de grão			$m^2.s^{-1}$
m	Expoente da lei de potência da fluência		6,8 (600ºC)	
q	Constante	$\dot{\pi}^2 (1+3/n)^{1/2}$		
K	Constante de Boltzmann		$1{,}38\text{x}10^{-23}$	$J.K^{-1}$
δ	Espessura do limite de grão			m
γ_b	Energia livre do limite de grão			$J.m^{-2}$
γ_f	Energia livre superficial			$J.m^{-2}$
γD_b	Pré-exponencial para difusão ao longo dos limites de grão.			$m^3.s^{-1}$
ε_m	Velocidade de deformação por fluência do material adjacente	$\varepsilon_m = B\sigma^n$		h^{-1}
λ	Distância entre microvazios		5 – 7	µm
σ	Tensão aplicada			MNm^{-2}
σ_0	Tensão limiar	$2\,\gamma_f sen\psi/Rc$		MNm^{-2}
Ψ	Ângulo dos microvazios com os limites de grão.	$Cos\psi = \gamma_b/2\,\gamma_f$		
w	Variável geométrica	$2(c/\lambda)^2$		
Ω	Volume atómico		$1{,}18\text{x}10^{-29}$	m^3

Tabela 2.1 – Constantes utilizadas no modelo definido pelas equações 2.19, 2.20 e 2.21 [49].

2.4 Classificação da degradação por formação de microvazios

Este modo de classificação tem em consideração que a degradação por fluência está relacionada com o aparecimento de microvazios, que gradualmente, vão dar origem a microfissuras. A dimensão e densidade dos microvazios aumenta com o tempo de exposição dos materiais a condições de alta temperatura e tensão (ver figura 2.9).

Devido ao seu tamanho reduzido, estes microvazios dificilmente são detectados pela técnicas convencionais de ensaios não destrutivos, como ultra sons e radiografia industrial, sendo necessário a aplicação de ensaios metalográficos [50].

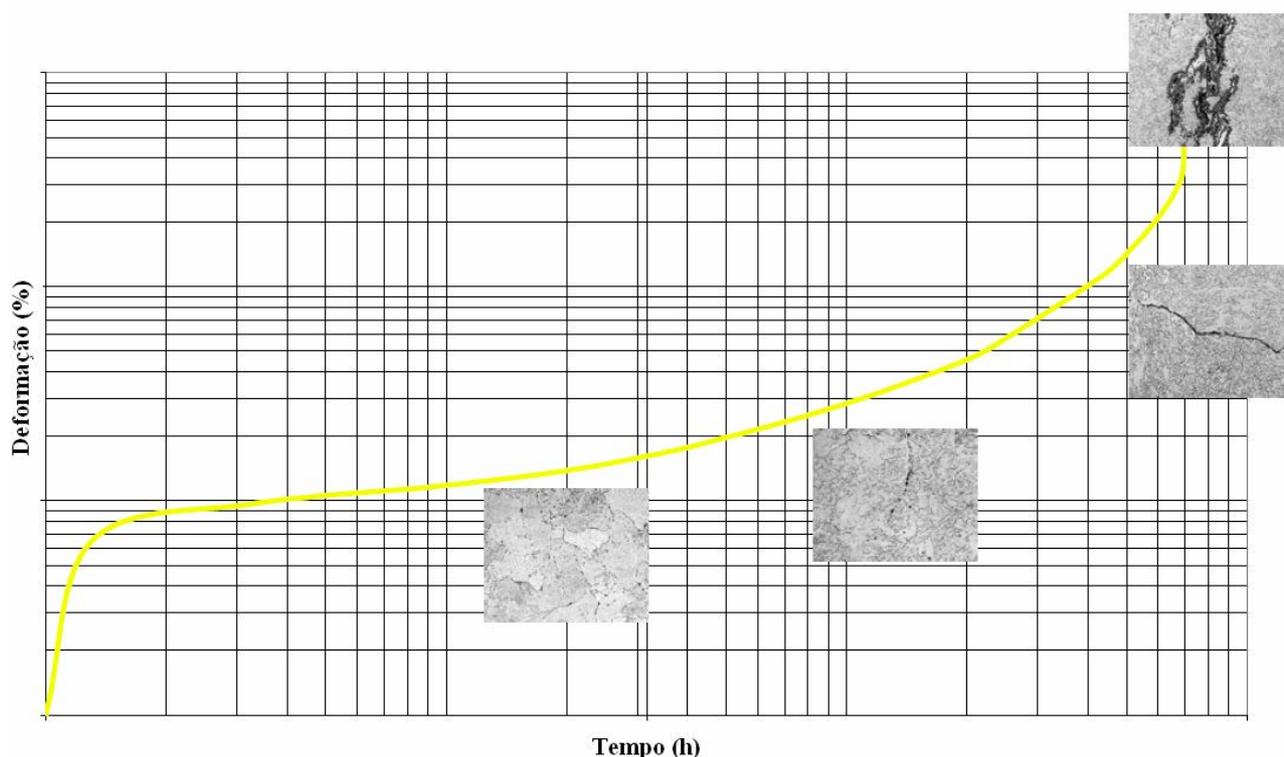



Figura 2.9 – Relação da curva de fluência com a degradação microestrutural [50].

Neubauer desenvolveu um método que é utilizado na determinação da vida restante, no qual se estabelecem várias classes de degradação. Para cada uma dessas classes, é indicado um valor máximo correspondente à fracção da vida consumida.

Na figura 2.10 apresenta-se um gráfico que relaciona as classe de degradação com a fracção da vida consumida.

Os pontos dispersos no gráfico, em cada classe de degradação, referem-se a variações encontradas nos ensaios de resistência à fluência efectuados.

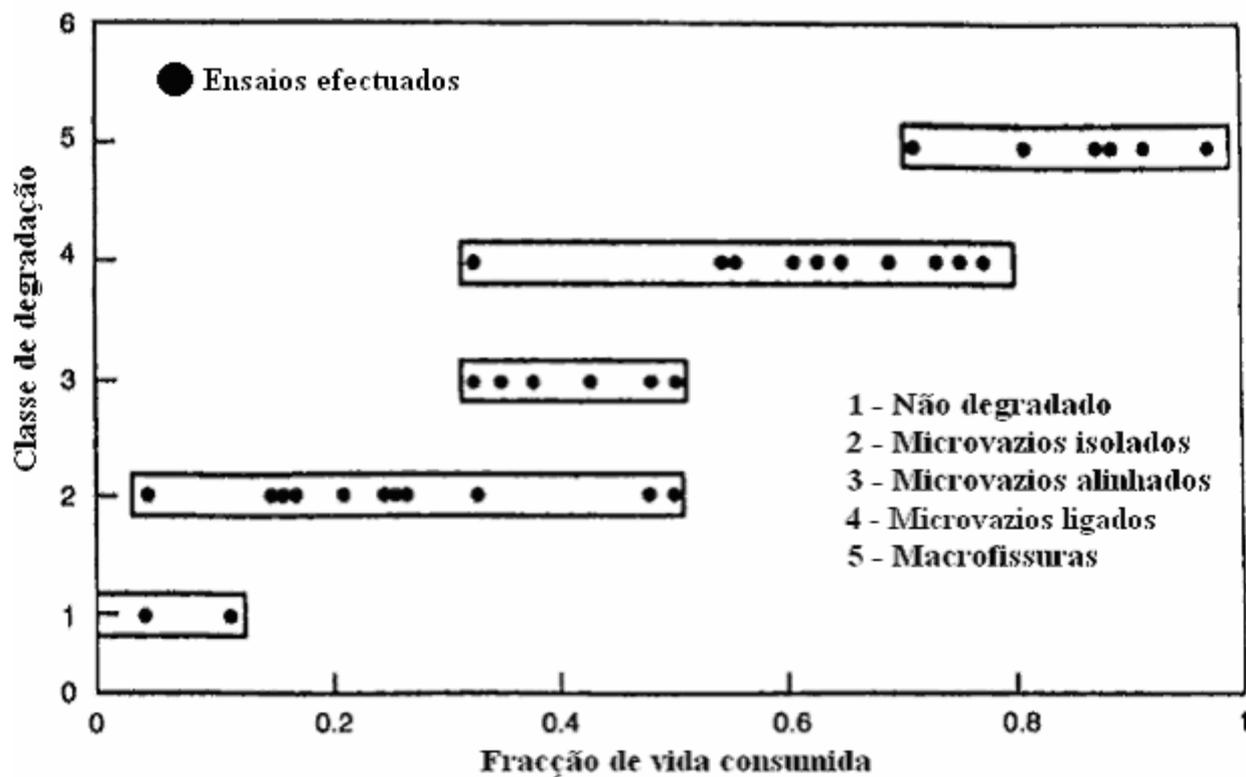



Figura 2.10 – Relação entre as classes de degradação por fluência e a fracção de vida consumida [50].

2.5 Ensaios de fluência

Decorria o ano de 1910, quando Andrade desenvolveu as primeiras experiências no que corresponde ao comportamento à fluência dos materiais. O equipamento de ensaio consiste numa balança estática com uma coluna de pesos calibrados como mostra a figura 2.11.

Figura 2.11 – Equipamento utilizado para ensaios de fluência [51].

As peças utilizadas nos ensaios de fluência podem ter secção circular ou rectangular com geometrias semelhantes às utilizadas nos ensaios de tracção. Durante o ensaio são registados os valores de alongamento da peça de ensaio em função do tempo, recorrendo-se para o efeito a extensómetros mecânicos ou eléctricos.

A peça de ensaio é colocada num forno controlado por termopares[5] (figura 2.12), de modo a permitir a manutenção de uma temperatura constante, sendo igualmente submetida a uma força (ou tensão) constante durante um período de tempo que usualmente pode estar compreendido entre um mês e um ano.

A peça de teste é aquecida uniformemente a uma velocidade que permita atingir a temperatura de ensaio em aproximadamente 60 segundos (ASTM – E150)[6].

---

[5] Podem também ser utilizados pirómetros de radiação, principalmente se a temperatura for superior a 100ºC.

[6] ASTM E150-64 (1981) “Recommended Practice for Conducting Creep and Creep-Rupture Tension Tests of Metallic Materials Under Conditions of Rapid Heating and Short Times (Withdrawn 1984)”.

Figura 2.12 – Forno para colocação de peças de ensaio [51].

Os valores de alongamento são registados através do uso de extensómetros mecânicos ou eléctricos. Os extensómetros mecânicos actuam no exterior do forno e estão fixos à peça de ensaio através de braços de fixação de material cerâmico. Os extensómetros eléctricos de resistência são fixados mediante o uso de colas cerâmicas, sendo utilizados para altas temperaturas.

De modo a evitar erros por falta de axialidade no carregamento, devem ser colocados dois extensómetros em lados opostos à peça de ensaio.

2.5.1 Ensaios de fluência a tensão e força constante

Os ensaios de fluência podem ser efectuados mediante a aplicação de uma força constante ou tensão constante. No ensaio a tensão constante, a força aplicada é progressivamente reduzida ao longo do tempo, devido à diminuição da secção da peça de ensaio. Nos ensaios realizados a força constante a deformação é superior, uma vez que esta compensação de força associada à redução de secção não é feita, aumentando assim o valor da tensão aplicada.

Os ensaios efectuados a força constante são os mais comuns e abrangem a maior parte dos casos de estudo em engenharia. Ensaios a tensão constante poderão ser utilizados, por exemplo, em situações em que se pretenda estudar os mecanismos de deformação.

2.5.2 Ensaios de rotura por fluência

Este ensaio é efectuado mediante a aplicação de forças de valor superior, com o objectivo de reduzir o tempo útil de ensaio. Isto vai implicar valores de velocidade de deformação superiores cujo valor pode atingir facilmente os 50%, contrariamente aos ensaios de fluência em que os valores da força aplicada são inferiores, resultando em valores de deformação na ordem de 1%. É usual que os ensaios de rotura por fluência não sejam superiores a 1000 horas [52].

A informação a retirar destes ensaios corresponde ao tempo necessário para a ocorrência da rotura a uma tensão e temperatura constantes. Na figura 2.13 está representado um gráfico que dá a informação do tempo necessário para a ocorrência de rotura para uma determinada tensão e temperatura constante.

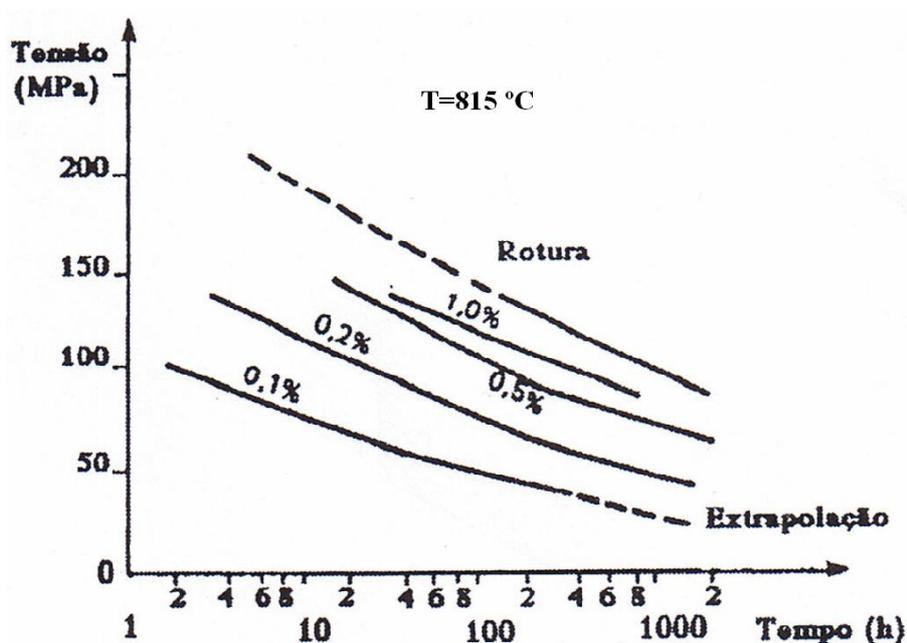



Figura 2.13 – Curva típica obtida num ensaio de rotura por fluência para um aço austenítico de baixo carbono [52].

As curvas representadas na figura correspondem a diferentes taxas de deformação em que, algumas destas taxas são consideradas em códigos de construção como limites admissíveis.

As alterações estruturais que ocorrem no material são responsáveis pelas variações de inclinação da da recta. Estas transformações ocorrem em tempos muito mais reduzidos como consequência de serem utilizadas tensões e velocidades de deformação mais elevadas. A partir destes dados é possível fazer extrapolação de resultados para tempos de ensaio superiores.

2.5.3 Métodos de extrapolação

Como referido anteriormente, os ensaios de fluência acelerados permitem o conhecimento do comportamento dos materiais a longo prazo a partir dos resultados de ensaios efectuados em tempos inferiores. Para o conhecimento exacto do comportamento dos materiais sujeitos à fluência, teria de se efectuar ensaios que contemplassem a vida útil do equipamento tendo em consideração as condições de serviço, o que torna estes ensaios impraticáveis para a maioria das situações.
Para superar esta dificuldade, recorre-se à utilização de parâmetros adimensionais que estabelecem uma relação tempo e temperatura permitindo assim a extrapolação de tempos de rotura por fluência. Estes parâmetros baseiam-se no princípio de que é possível substituir condições de fluência a uma dada temperatura e tempo de rotura por um ensaio efectuado num tempo inferior a uma temperatura superior. Tendo em consideração a sua importância, podemos referir os seguintes parâmetros:

- Parâmetro de Larson-Miller;
- Parâmetro de Manson-Hafered;
- Parâmetro de Sherby-Dorn.

2.5.3.1 Parâmetro de Larson-Miller

O parâmetro proposto por Larson e Miller (PLM) em 1952 é o mais conhecido e permite relacionar a temperatura (T_K) com o tempo de rotura do material (t_r) a uma tensão nominal constante. Esta relação é dada pela seguinte equação:

$$P_{LM} = T_K \left(C + \log t_r \right) \qquad (2.22)$$

Na equação 2.22, C é uma constante que é característica do material e representa o ponto de confluência das rectas de isotensão. Na maior parte das ligas metálicas o seu valor é próximo de 20. A utilização do parâmetro de Larson-Miller para conhecer o tempo até à rotura a uma tensão σ_1 à temperatura T_1, pode ser descrito da seguinte forma:

1. Efectuar um ensaio a uma temperatura T_2 superior a T_1 à tensão nominal σ_1;
2. Determinar a inclinação da recta neste ensaio;
3. Aplicar a equação 2.22 para a temperatura T_1 de modo a obter o tempo de rotura (t_r) correspondente a essa temperatura.

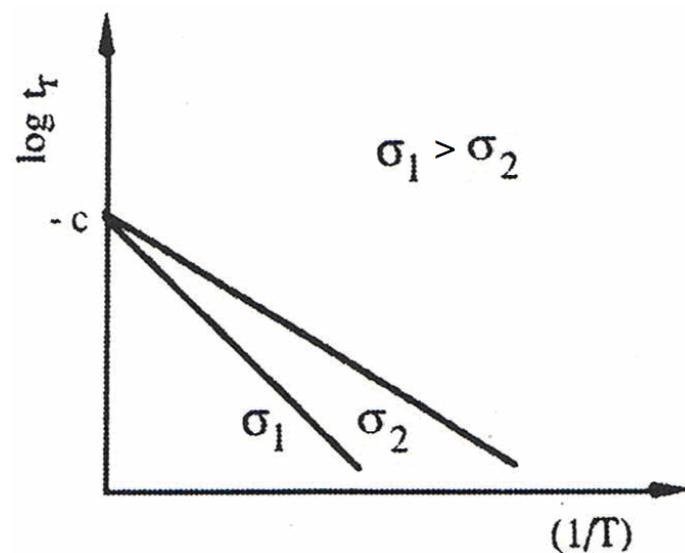



Figura 2.14 – Relação entre o tempo de rotura e a temperatura para as tensões σ_1 e σ_2 segundo Larson e Miller [52].

2.5.3.2 Parâmetro de Manson e Hafered

O parâmetro de Manson e Hafered corresponde à equação:

$$P_{MH} = \frac{T_K - T_a}{\log t_a - \log t_r} \qquad (2.23)$$

em que T_K representa a temperatura de ensaio e t_r o tempo até à rotura. T_a e t_a são constantes. Comparativamente ao parâmetro de Larson e Miller apresenta duas diferenças essenciais:

1. A intersecção das rectas de isotensão não ocorre para o ponto correspondente a T=0 mas sim para o ponto (t_a, T_a);
2. O gráfico é do tipo log t_r *versus* T.

Na figura 2.15 está representada graficamente a curva relativa à equação 2.23.

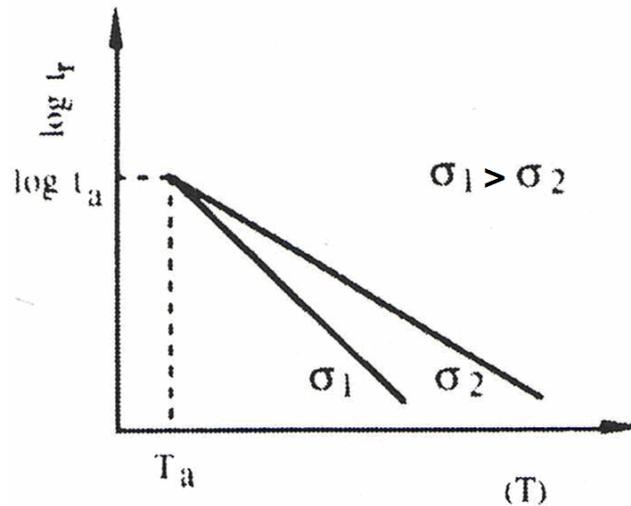



Figura 2.15 – Relação entre o tempo de rotura e a temperatura, segundo a equação de Manson e Hafered [52].

2.5.3.3 Parâmetro de Sherby e Dorn

Sherby e Dorn propuseram um novo parâmetro baseado no princípio de que a energia de activação para a ocorrência de difusão é igual à energia de activação para a fluência, ou seja:

$$P_{SD} = t\exp\left(-\frac{Q}{R.T_K}\right) \tag{2.24}$$

Na equação anterior, Q representa a energia de activação para a fluência que corresponde a uma constante do material, T_K a temperatura de ensaio e R a constante universal dos gases. A figura 2.16 ilustra o parâmetro proposto por Sherby e Dorn em que é possível observar que o declive das rectas de isotensão é uma constante do material.

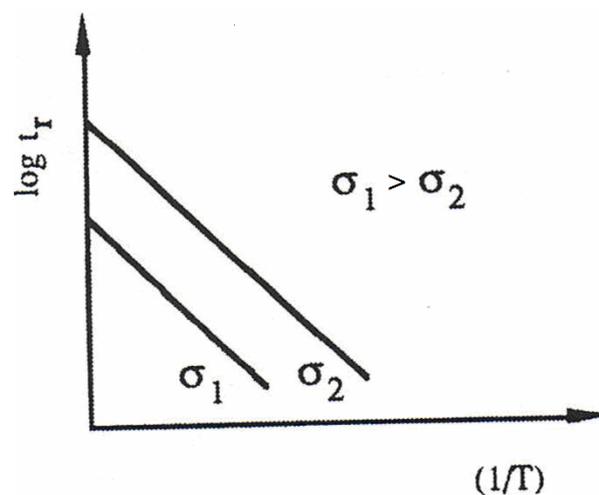



Figura 2.16 – Representação gráfica do parâmetro de Sherby e Dorn [52].

2.5.3.4 Expressões paramétricas

O tempo de vida em regime de fluência é calculado utilizando as propriedades do material indicado nas normas. Considerando a norma PD 6525, temos a seguinte equação:

$$P(\sigma) = \frac{\log t_r - \log t_a}{(T_K - T_a)^r} \tag{2.26}$$

Em que t_r corresponde ao tempo de rotura, T_K a temperatura e t_a , T_a e r são constantes. O parâmetro P está relacionado com a tensão aplicada, podendo ser definido pela seguinte equação polinomial:

$$P(\sigma) = a_0 + a_1 \log \sigma + a_2 (\log \sigma)^2 + a_3 (\log \sigma)^3 + a_4 (\log \sigma)^4 \tag{2.27}$$

onde as constantes a_1, a_2, a_3, a_4 são parâmetros específicos dos materiais. As soluções paramétricas são válidas apenas dentro de uma certa gama de tensões e temperatura [53]. Na prática, a extrapolação para temperaturas superiores não causa grandes problemas (desde que não ocorram mudanças de fase). Em todo o caso, se a rotura ocorrer abaixo da tensão limite definida pelos factores de validade, a tensão de rotura deve ser calculada de acordo com a equação [54]:

$$t_{r_1} = t_{r_2} \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1} \right)^n \tag{2.28}$$

Sendo t_{r1} o tempo de rotura à tensão aplicada σ_1; t_{r2} o tempo de rotura à tensão válida σ_2 (usualmente a tensão utilizada será a de menor valor) e n, o factor de dependência da tensão.

Têm existido tentativas no sentido de definir equações que permitissem calcular o tempo de rotura para soldaduras cuja rotura estivesse relacionada com a a fissuração do tipo IV. Nath [55] desenvolveu para o P91 a seguinte equação:

$$\log(t_r) = 12{,}3 + (1{,}326961 - 16{,}0204 \log(\sigma)) * (T - 600)/1000 \tag{2.29}$$

Esta equação foi desenvolvida para o intervalo de temperaturas compreendidas entre 570 e 732 ºC e valores de pressão entre 40 e 75 MPa.

3 CENTRAL TERMOELÉCTRICA DE CICLO COMBINADO

3.1 Descrição

Na actualidade a energia, está bastante dependente da variação de preço do gás natural, assim como de questões ambientais. Uma Instalação que funcione através de uma solução de ciclo combinado vai de encontro às exigências actuais, tendo custos de funcionamento bastante competitivos.
Um ciclo combinado funciona utilizando dois ciclos termodinâmicos: o ciclo a gás (ciclo de Brayton) e o ciclo de Vapor (ciclo de Rankine). O princípio básico de funcionamento do ciclo combinado consiste na recuperação de energia dispensada pelos gases de combustão, provenientes do ciclo de Brayton, e gerar vapor sobreaquecido através da utilização de uma caldeira de recuperação de calor.

As vantagens de utilização de um ciclo combinado, relativamente a um ciclo convencional, são as seguintes:

- Eficiência térmica elevada;
- Baixos custos de instalação;
- Flexibilidade na utilização de combustíveis;
- Redução nos tempos de montagem da central;
- Baixos custos de operação e manutenção.

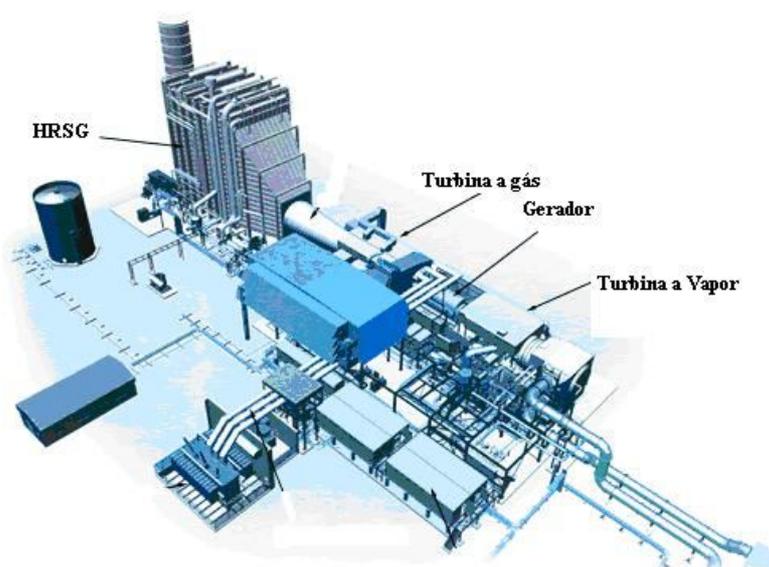



Figura 3.1 – Central de ciclo combinado [56].

3.2 Rendimento associado a uma central de ciclo combinado

A principal função de uma central termoeléctrica é a conversão da energia gerada pelo combustível utilizado em electricidade. A relação existente entre a quantidade de combustível utilizado e a energia eléctrica produzida indica-nos a eficiência de uma central eléctrica. Este valor de eficiência vai ter efeitos no custo do kW produzido nessa mesma central, para além dos efeitos relacionados com o ambiente.

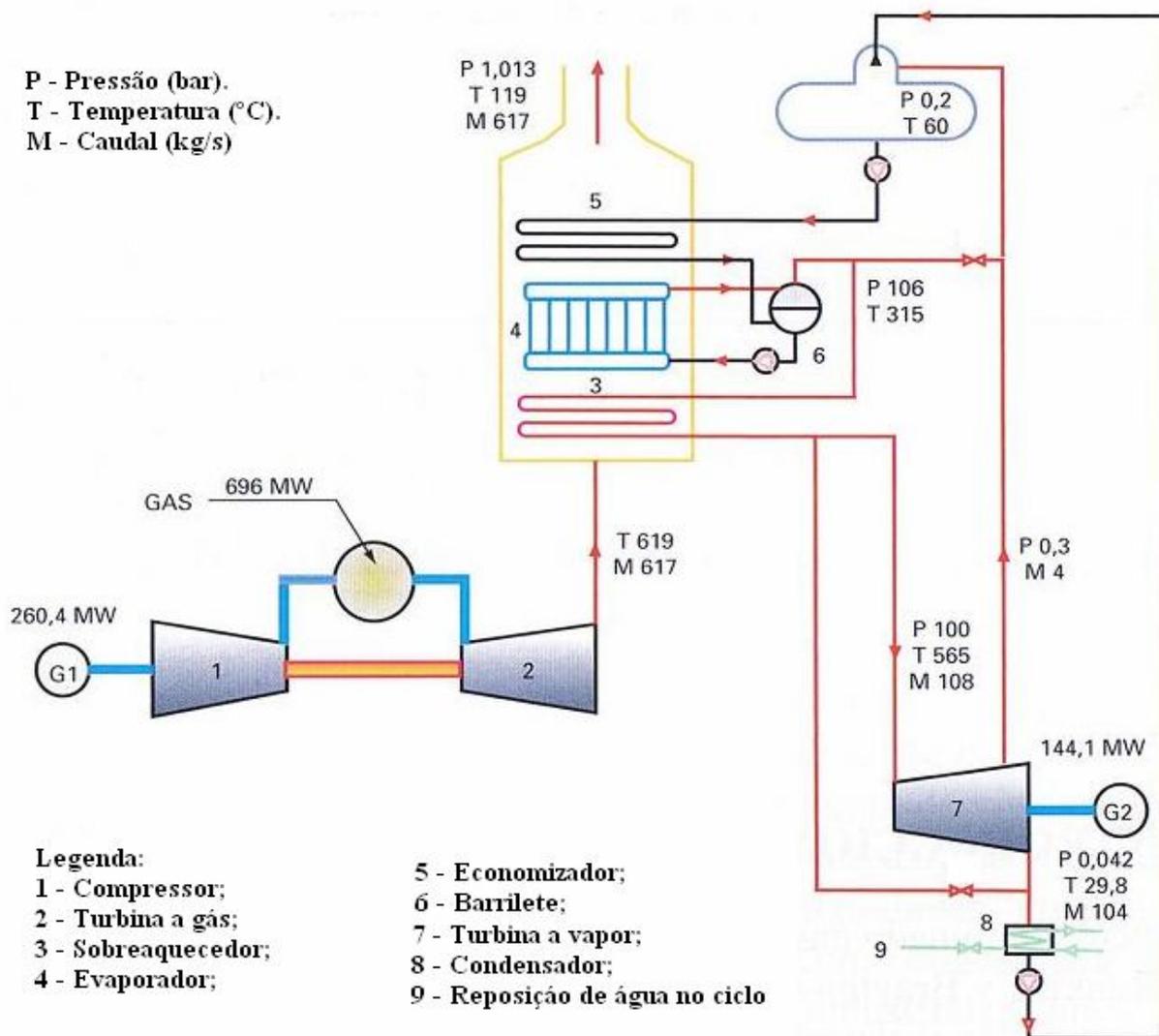
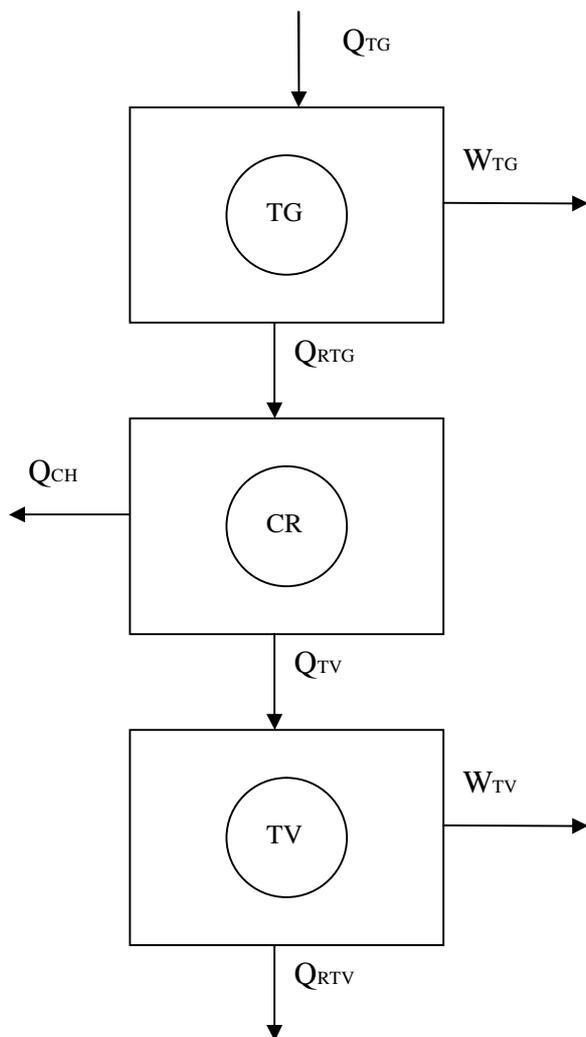



Figura 3.2 – Esquema básico de um ciclo combinado com potência total de 404,5 MW [57].

Os ciclos de Brayton e Rankine trabalham com fluidos diferentes: gás e água-vapor. O ciclo que trabalha a gás (Brayton) opera a uma temperatura superior relativamente ao de Rankine, estando ambos interligados através da caldeira de recuperação de calor (fig. 3.2).

A justificação para a utilização de ciclos combinados reside na eficiência obtida determinada através das eficiências individuais dos ciclos de Brayton e Rankine que compõem o ciclo, bem como através da eficiência resultante da transferência de calor do ciclo de Brayton para o ciclo de Rankine através da caldeira de recuperação de calor.

Na Figura 3.3 está demonstrado, de um modo esquemático, os fluxos de energia existentes entre os vários elementos que constituem o ciclo combinado:

Q_{TG} - Calor fornecido à turbina a gás.

Q_{RTG} - Calor libertado pela turbina a gás.

Q_{TV} - Calor fornecido à turbina a vapor.

Q_{RTV} – Calor libertado pela turbina a vapor.

Q_{CH} - Calor libertado pela caldeira de recuperação.

W_{TG} - Trabalho útil realizado pela turbina a gás.

W_{TV} - Trabalho útil realizado pela turbina a vapor.

Figura 3.3 – Esquema térmico básico correspondente ao fluxo de energia de um ciclo combinado [57].

A expressão correspondente ao rendimento do ciclo térmico associado à turbina a gás é dada por:

$$\eta_{TG} = \frac{W_{TG}}{Q_{TG}} \tag{3.1}$$

Para o ciclo correspondente à turbina a vapor:

$$\eta_{TV} = \frac{W_{TV}}{Q_{TV}} \tag{3.2}$$

O rendimento da caldeira a vapor é expresso do seguinte modo:

$$\eta_{CR} = \frac{W_{TV}}{Q_{RTG}} = \frac{Q_{RTG} - Q_{CH}}{Q_{RTG}} = 1 - \frac{Q_{CH}}{Q_{RTG}} \tag{3.3}$$

Englobando agora o ciclo combinado, o seu rendimento é dado por:

$$\eta_{COMB} = \frac{W_{TG} + W_{TV}}{Q_{TG}} = \eta_{TG} + \frac{W_{TV}}{Q_{TG}} = \eta_{TG} + \frac{W_{TV} \times Q_{TV}}{Q_{TV} \times Q_{TG}} = \eta_{TG} + \eta_{TV} \times \eta_{CR} \frac{Q_{RTG}}{Q_{TG}}$$

$$\eta_{COMB} = \eta_{TG} + \eta_{TV} \times \eta_{CR} \frac{Q_{TG} - W_{TG}}{Q_{TG}} = \eta_{TG} + \eta_{TG} \times \eta_{CR} \times (1 - \eta_{TG}) \tag{3.4}$$

A partir das expressões anteriores, é demonstrado o incremento de rendimento obtido mediante a utilização de uma caldeira de recuperação de calor [57].

3.3 Principais componentes de uma caldeira de ciclo combinado

Na figura 3.4 está ilustrado o esquema básico do princípio de funcionamento de uma caldeira de recuperação de calor. A bomba de circulação de água instalada entre o barrilete e o ponto P é usada para situações de arranque da central e/ou quando se verifica um acréscimo elevado da temperatura no evaporador, evitando-se o sobreaquecimento do vapor que aí circula.

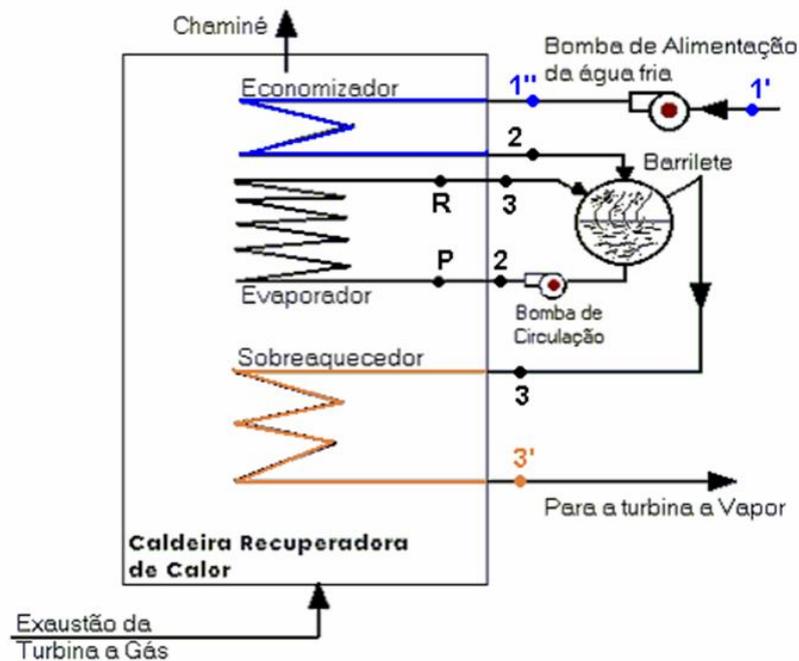



Figura 3.4 – Esquema do princípio de funcionamento de uma caldeira de recuperação de calor [58].

3.3.1 Evaporador e barrilete

O evaporador é o elemento responsável pela recuperação e permuta de calor entre os gases quentes exteriores e a água. O calor absorvido pela água/vapor que circula no interior dos tubos é designado por calor latente, transformando a água em vapor saturado, à pressão e temperatura constantes.

Dado que no evaporador circula uma mistura água/vapor com um determinado rácio x, é necessário a existência de um outro componente que faça a separação, de modo a obter-se exclusivamente vapor saturado. O elemento a adicionar designa-se por barrilete e tem o papel de separar sucessivamente a água na fase líquida saturada do vapor saturado.

Os tubos que fazem o percurso descendente da água, desde o barrilete até ao evaporador, são designados por "*downcomers*". Os tubos que fazem o percurso inverso designam-se por "*risers*".

Existem situações de variação abrupta da carga térmica dos gases, em que a circulação correspondente ao caudal mássico da água não é compatível com o caudal ou calor dos gases que passa entre os tubos, podendo originar sobreaquecimento de vapor no evaporador.

Para contrariar este efeito, é adicionado a este sistema Evaporador/Barrilete uma bomba de circulação para que seja obtido, num curto espaço de tempo, uma compensação do caudal de água de modo a manter a mistura água/vapor com o título desejado.

A área de permuta instalada deverá manter uma relação entre a eficiência do permutador e a temperatura dos gases da caldeira, garantindo que a temperatura dos gases à saída do evaporador

seja superior à temperatura de saturação da água designando-se, este diferencial de temperaturas por *"Pinch Point"*.

3.3.2 Economizadores

Os economizadores estão instalados a jusante do evaporador (tendo como referencial o fluxo de gases quentes), quando ainda é possível recuperar calor dos gases, aumentando o rendimento da caldeira, através da redução do valor da temperatura dos gases provenientes do ciclo de Brayton.
Relativamente ao sistema de água, o economizador trabalha na zona de líquido subarrefecido, absorvendo calor dos gases, com a função de elevar a temperatura da água desde a saída da bomba até próximo da temperatura de saturação.
A superfície de permuta no economizador é quantificada pelo "Aproach Point", que corresponde à diferença entre a temperatura da água à saída do economizador e a temperatura de saturação no barrilete.

3.3.3 Sobreaquecedor

O sobreaquecedor tem por função elevar a temperatura do vapor saturado proveniente do evaporador-barrilete até uma temperatura de sobreaquecimento, limitada pelos limites metalúrgicos dos materiais aplicados.
Este componente está localizado a montante do evaporador (tendo como referencial o fluxo de gás), recuperando calor dos gases para o vapor, elevando assim a temperatura do vapor
Usualmente é utilizado mais do que um sobreaquecedor neste tipo de caldeiras de modo a obter-se a temperatura de sobreaquecimento desejada, podendo existir entre eles ou no final, um elemento que controla a temperatura final da caldeira chamado desobreaquecedor.

3.3.4 Reaquecedores

São semelhantes aos sobreaquecedores e aplicam-se em ciclos de geração de vapor de várias pressões. Recebem vapor sobreaquecido a uma pressão intermédia proveniente da primeira expansão na turbina de vapor de alta pressão, misturado com o vapor já existente nesse nível intermédio, voltando a reaquecer este vapor de modo a obter a temperatura idêntica aos sobreaquecedores finais.

3.3.5 Pré-aquecedores de condensados

Estão localizados na zona mais fria do fluxo de gás, beneficiando da energia térmica dos gases ainda disponível.

Vão pré aquecer os condensados, provenientes do condensador, sendo aqui que se inicia todo o sistema de permuta de calor do sistema água/vapor da caldeira.

As paredes de tubos destes recuperadores apresentam algumas preocupações construtivas, condicionadas à temperatura de condensação dos gases que ali passam que, quando baixam de temperatura até próximo dos 85ºC, proporcionam danos de origem corrosiva.

3.4 Características gerais de alguns materiais utilizados em centrais termoeléctricas

Na figura 3.6 apresentam-se alguns materiais utilizados em caldeiras de ciclo combinado, estando divididos em aços carbono manganês (C-Mn), aços com adição de molibdénio, aços crómio molibdénio de baixa liga (Cr-Mo) e aços com teores de crómio entre 9 e 12% (9-12% Cr).

A designação dos aços está de acordo com a normas Europeias, sendo também referenciado para alguns materiais a designação de acordo com as normas ASTM.

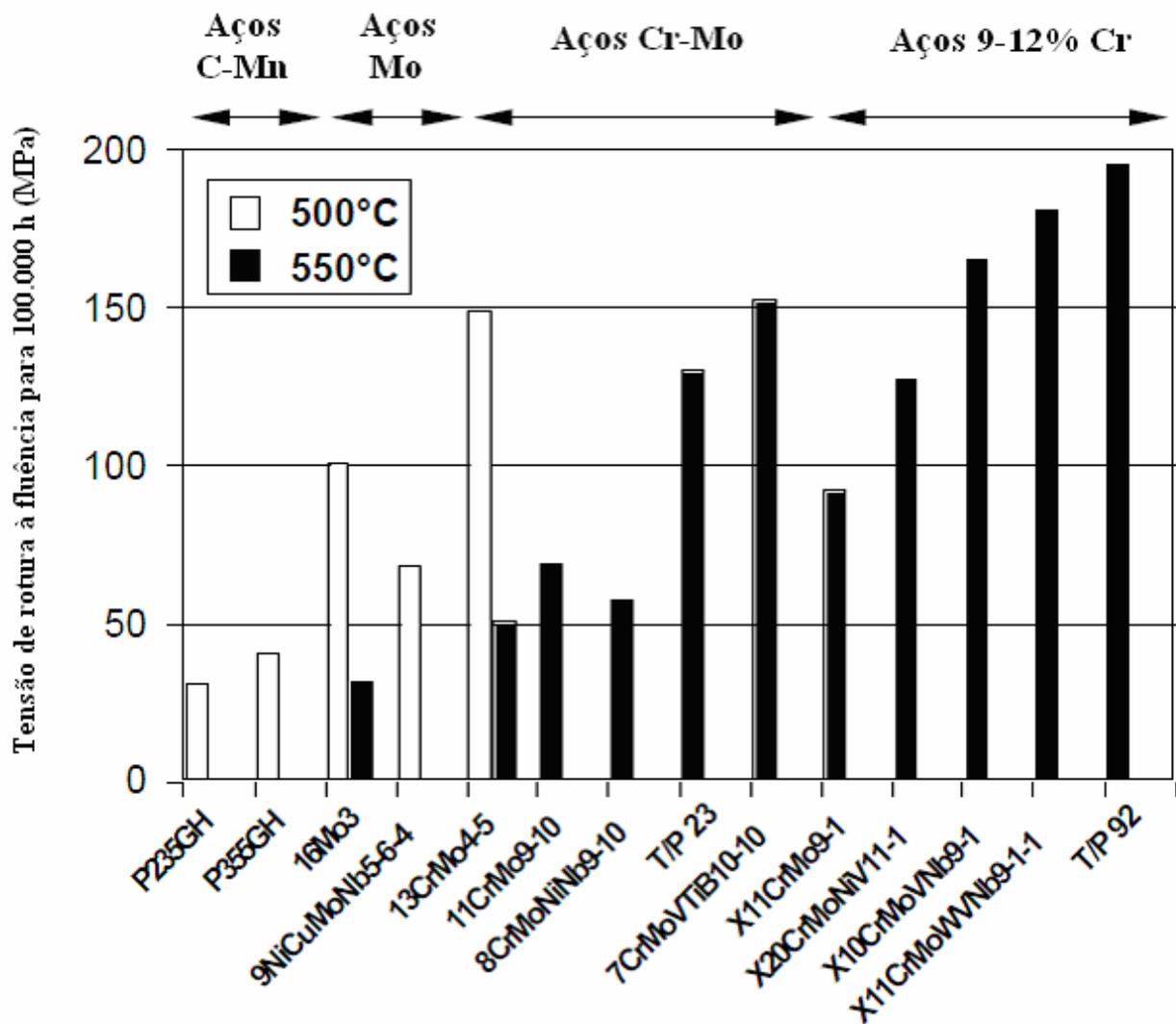



Figura 3.5 – Tensão de rotura de alguns materiais à fluência para 10^5 horas de funcionamento [59].

3.4.1 Aços Carbono-Manganês (C-Mn)

Os aços C-Mn típicos são caracterizados por possuírem uma microestrutura de ferrite e perlite, onde o teor de carbono e manganês são os constituintes que têm uma maior influência nas propriedades mecânicas destes aços [59].

Na tabela 3.1 apresenta-se a composição química de alguns destes aços.

AÇOS	COMPOSIÇÃO QUÍMICA									
	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Nb	Ti
P235 GH	0,16 Máx.	0,35 Máx.	1.2 Máx.	0.3 Máx.	0.03 Máx.	0,3 Máx.	0.08 Máx.	0.02 Máx.	0.010 Máx.	0.04 Máx.
P355 NH	0,2 Máx.	0,5 Máx.	0.9 – 1.7	0.3 Máx.	0.3 Máx.	0,5 Máx.	0.08 Máx.	0.10 Máx.	0.05 Máx.	0.04 Máx.
20MnNb6	0,22	0.15 - 0.35	1 – 1.5	-----	0,3 Máx.	-----	-----	-----	0.015 - 0.1	----

Tabela 3.1 – Composição química de aços C-Mn [60].

Os aços P355 NH e 20MnNb6 são aços de grão fino, devido à adição de elementos refinadores de grão como o nióbio. Esta adição traduz-se num aumento dos valores da tensão de rotura e cedência do material. Contudo, o aumento de resistência à fluência destes aços é devido essencialmente ao teor de Mn que constitui um elemento endurecedor por precipitação sólida. A sua utilização está limitada a componentes da caldeira cujas temperaturas sejam inferiores a 500ºC.

Tendo em consideração os mecanismos de fluência, para temperaturas reduzidas o movimento das deslocações é impedido pelos limites de grão e precipitados de 2ª fase. Para temperaturas elevadas os mecanismos de degradação por fluência estão associados a deslizamento nos limites de grão, tornando-se favorável a existência de grão de dimensões superiores.

Sendo assim, estes aços são comummente utilizados em componentes de caldeiras cuja temperatura de funcionamento seja reduzida, como os economizadores e algumas zonas do evaporador.

3.4.2 Aços com adição de Molibdénio

Estes aços distinguem-se dos aços C-Mn devido à existência de molibdénio na sua composição química (0,3 %). O molibdénio constitui um elemento endurecedor por solução sólida, sendo este endurecimento o principal responsável pelo acréscimo de resistência à fluência.

AÇOS	COMPOSIÇÃO QUÍMICA										
	C	**Si**	**Mn**	**Al**	**Cr**	**Cu**	**Ni**	**Mo**	**V**	**Nb**	**Ti**
16Mo3	0,12 - 0,2	0,15 - 0,35	0,40 - 0,80	0,4 Máx.				0,25 - 0,35			
9NiCuMoNb5-6-4	0,17 Máx.	0,25 - 0,50	0.8 - 1.2	0,05 Máx.	0.3 Máx.	0,5 - 0,80	1 - 1,30	0,25 - 0,50		0,015 - 0,45	

Tabela 3.2 – Composição química de aços com Mo [60].

O aço 9NiCuMoNb5-6-4 tem um incremento considerável nas suas características mecânicas, devido ao efeito de refinamento de grão causado pela adição de nióbio e também devido à precipitação do compostos intermetálicos na matriz da solução.

3.4.3 Aços Crómio-Molibdénio (Cr-Mo)

Um dos inconvenientes da utilização do molibdénio deve-se à perda de ductilidade que diminui com o aumento do teor deste elemento. A outra limitação do seu uso deve-se à decomposição dos carbonetos de ferro para temperaturas superiores a 500 ºC.

A solução encontrada para ambos os problemas consistiu na adição de Crómio que combinado com o molibdénio, veio permitir a utilização de temperaturas de vapor acima dos 500º C.

Os aços Cr-Mo com maior utilização são o 13CrMo4-5 (T/P11)[7] e o 10CrMo9-10 (T/P22); a sua resistência à fluência é superior à dos aços apenas com adição de Mo, uma vez que para além do teor superior de Mo, os aços Cr-Mo formam carbonetos que são estáveis acima de 500 ºC. Por sua vez, o crómio vai também conferir um aumento da resistência à oxidação do aço.

Os aços 7CrMoVTiB10-10 (T/P24) e T/P23 são materiais com uma microestrutura semelhante ao T/P22, mas as suas características mecânicas são superiores devido à adição de outros elementos de liga como o titânio, vanádio e boro [59].

Estes aços são largamente utilizados em componentes sob pressão, nomeadamente nas zonas de menor temperatura correspondentes aos sobreaquecedores.

[7] Segundo ASTM designa-se T como “Tube” e P “Piping”

AÇOS	COMPOSIÇÃO QUÍMICA											
	C	Si	Mn	Al	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	N
13Cr-Mo4-5 (T/P11)	0,10 - 0,17	0,35 Máx.	0,40 - 0,70	0,04 Máx.	0,70 - 1,15	0,40 - 0,60						
10CrMo9-10 (T/P 22)	0,08 - 0,14	0,50 Máx.	0,30 - 0,70	0,04 Máx	2,0 - 2,5	0,90 - 1,10						
T/P23	0,04 - 0,10	0,50 Máx.	0,10 - 0,60	0,03 Máx.	1,90 - 2,60	0,05 - 0,30	1,45 - 1,75	0,20 - 0,30	0,02 - 0,08		0,0005 - 0,006	0,030 Máx.
7CrMoVTiB10-10 (T/P 24)	0,05 - 0,10	0,15 - 0,45	0,30 - 0,70	0,02 Máx.	2,20 - 2,60	0,90 - 1,10		0,20 - 0,30		0,05 - 1,10	0,0015 - 0,007	0,010 Máx.

Tabela 3.3– Composição química de aços Cr-Mo [60].

3.4.4 Aços 9-12% Crómio

Com o aumento do teor de crómio acima de 7%, surge um novo grupo de aços caracterizado por possuírem uma microestrutura martensítica. A adição de elementos como o vanádio, nióbio, tungsténio e boro veio permitir a obtenção de melhorias substanciais no âmbito da resistência à fluência.

Com a introdução do X20CrMoNiV11-1 no início dos anos 60, deu-se um importante passo em termos de melhoria da eficiência das centrais termoeléctricas. A sua resistência à rotura por fluência a 540 ºC é praticamente o dobro quando comparamos este aço com o 10CrMo9-10.

A sua resistência superior à rotura por fluência é devida essencialmente ao elevado teor de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ que se formam devido ao elevado teor de carbono existente.

Em meados do ano de 1970, os Estados Unidos desenvolveram um novo material intermédio entre o T/P22 e os aços inoxidáveis austeníticos que comportasse temperaturas entre 540 e 600 ºC.

Mais recentemente, surge um novo material designado por P91, que veio substituir o X20CrMoNiV11-1.

AÇOS	COMPOSIÇÃO QUÍMICA													
	C	**Si**	**Mn**	**Al**	**Cr**	**Cu**	**Ni**	**Mo**	**W**	**V**	**Nb**	**Ti**	**B**	**N**
X11CrMo9-1	0,08 - 0,15	0,25 - 1,00	0,30 - 0,60	0,04 Máx.	8,00 - 10,0			0,90 - 1,00						
X20CrMoNiV11-1	0,17 - 0,23	0,15 - 0,50	1,00 Máx.	0,04 Máx.	10,0 - 12,5		0,30 - 0,80	0,80 - 1,20		0,25 - 0,35				
X10CrMoVNb9-1	0,08 - 0,12	0,20 - 0,50	0,30 - 0,60	0,04 Máx.	8,00 - 9,50		0,10 - 0,40	0,90 - 1,10		0,18 - 0,25	0,06 - 0,10			0,030 - 0,070
X11CrMoWNb9-1-1	0,09 - 0,13	0,10 - 0,50	0,30 - 0,60	0,04 Máx.	8,00 - 9,50			0,90 - 1,10	0,90 - 1,10	0,18 - 0,25	0,06 - 0,10	0,05 - 1,10	0,001 - 0,006	0,050 - 0,090
T/P 92	0,07 - 0,13	0,50 Máx.	0,30 - 0,60	0,04 Máx.	8,00 - 9,50		0,40 Máx.	0,30 - 0,60	1,50 - 2,00	0,15 - 0,25	0,04 - 0,09	0,05 - 1,10	0,001 – 0,006	0,030 – 0,070
T/P122	0,07 - 0,13	0,50 Máx.	0,70 Máx.	0,04 Máx.	10,0 - 12,5	0,30 - 1,70	0,50 Máx.	0,25 - 0,60	1,50 - 2,50	0,15 - 0,30	0,04 - 0,10	0,05 - 1,10	0,005 Máx.	0,040 – 0,100

Tabela 3.4– Composição química de aços 9-12% Cr [60].

Apesar de o teor de carbono ser superior neste último, o P91 apresenta uma resistência à fluência superior, devido às adições de V e Nb que vão formar carbonitretos muito pequenos do tipo MX, na qual a relação Nb/V é crucial.

Mais tarde, surgem os aços X11CrMoWVNb9-1-1 (T/P911), T/P92 e T/P122, desenvolvidos a partir do P/T91, sendo actualmente materiais com melhores propriedades.

Estes aços são muito utilizados no fabrico de componentes da caldeira correspondentes às zonas de maior temperatura (sobreaquecedores).

3.5 Avaliação da Vida Restante (AVR)

As razões que motivam o prolongamento da vida de componentes que trabalham a alta temperatura, para além do tempo previsto nas condições de projecto, devem-se essencialmente a razões de ordem económica. Os custos de extensão de vida de uma central termoeléctrica são normalmente 3 a 6 vezes menores quando comparados com a sua substituição integral [61].

O conceito de "extensão de vida" deve ser interpretado como sendo o conjunto de medidas técnicas a desenvolver que permitam assegurar a continuidade do funcionamento dos equipamentos para além da vida útil definida em projecto.

Para que este conceito seja aplicável, é necessário conhecer o estado de integridade dos equipamentos, de modo a que se possa substituir selectivamente com base em critérios de projecto alguns desses componentes.

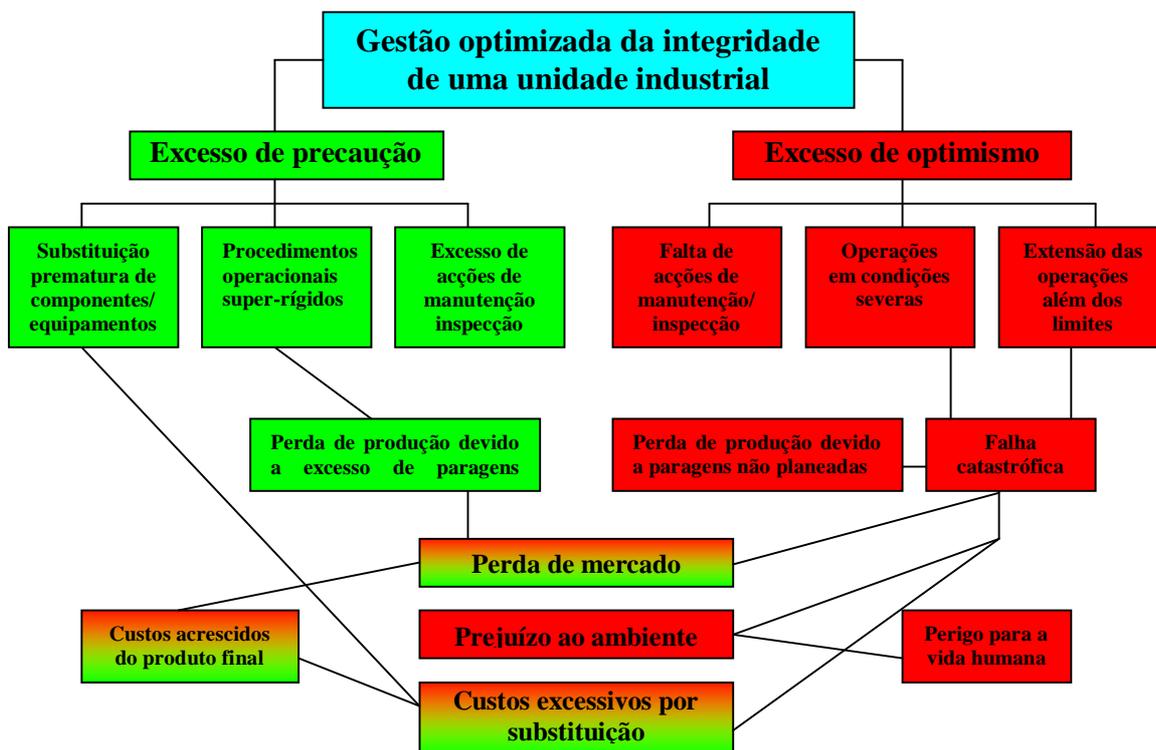



Figura 3.6 – Gestão da manutenção [61].

A figura 3.6 mostra, na forma de um fluxograma, as consequências graves, tanto do ponto de vista económico, como de segurança e fiabilidade, de duas atitudes frequentemente adoptadas, correspondentes a um excesso de optimismo e a um excesso de precaução.

A tecnologia de AVR[8] (avaliação de vida restante) procura integrar multidisciplinarmente uma série de conhecimentos científicos e tecnológicos, relativamente recentes em áreas diversas como Materiais, Mecânica da Fractura, Ensaios Não Destrutivos, Cálculo, Termodinâmica e outras, de modo a assegurar um conhecimento profundo do estado de integridade dos equipamentos críticos de uma unidade industrial e, a partir deste conhecimento, fornecer um conjunto de opções técnicas ou mesmo económicas para a tomada de decisões referentes à extensão (ou não) da vida da unidade (ou de qualquer componente).

Para além deste objectivo central, esta avaliação possibilita um planeamento e gestão das acções, bem como a determinação da periodicidade de inspecção e paragens técnicas, com maior base técnica e, também, a melhoria ou a modificação de rotinas de manutenção.

No caso das caldeiras, a degradação dos materiais é provocada pela combinação de solicitações mecânicas, alta temperatura e corrosão desencadeada pela agressividade do meio onde estão inseridos os equipamentos. É frequente encontrarem-se fenómenos de fluência, fadiga, fadiga térmica, corrosão uniforme e oxidação.

A fluência é o mecanismo de falha que tem maior influência na vida dos componentes que trabalham a alta temperatura e sob pressão interna, onde a corrosão e a oxidação actuam apenas como redutores de vida.

O tempo de vida em regime de fluência de um componente é determinado através das propriedades específicas do material, da geometria do componente e das condições de operação nominais ou reais. Os dados obtidos relacionam a tensão aplicada com a evolução da temperatura num período de tempo específico.

[8] Também designada por Avaliação de Integridade Estrutural por alguns autores.

4 CARACTERÍSTICAS DO AÇO X10CrMoVNb9-1

4.1 Algumas considerações históricas

Desde meados do ano de 1970 que os Estados Unidos da América (EUA) tentam encontrar materiais que permitam preencher a lacuna existente entre os aços ferríticos do tipo T/P22 e os aços inoxidáveis austeníticos, no que respeita à resistência à fluência para altas temperaturas.

Com o objectivo de preencher a lacuna existente entres estes dois aços, o Departamento de Energia dos EUA financiou um programa de desenvolvimento do aço 9Cr-1Mo, modificado pela adição de vanádio, nióbio e azoto, com o objectivo principal de aumentar a resistência à fluência através da precipitação de carbonetos finos de Nb-V, apresentando valores de carbono ligeiramente inferiores aos aços convencionais permitindo uma melhoria na soldabilidade e tenacidade.

Desde 1983/84 que este aço se encontra aprovado pelas normas ASTM, apresentando as especificações A213-T91 para tubos, A387 – Gr91 para chapas, A335 P-91 e A369-FP91 para tubagens, e A182-F91 e A336-F91 para forjados.
Em 1984, este aço foi homologado com a especificação ASTM e ASME A/SA 335 P91 para as tubagens e colectores [49]. A norma Europeia equivalente é a EN10028-2 (06/2003) para chapas, EN10216-2 (05/2002) para tubagem e a EN10222-2 (02/2000) para peças forjadas [60]

Em 1985, o EPRI[9] (*Electrical Power Research Institute*) lançou um programa cujo objectivo era o desenvolvimento de novas caldeiras supercríticas, que são equipamentos que operam a pressões e temperaturas mais elevadas que as convencionais.
No final da década de 80, a indústria petroquímica deu início à substituição das tubagens, em materiais dos tipos ASTM A 335 P22 (2,25Cr-1Mo), ASTM A335 TP304L (18Cr-8Ni) e ASTM (18Cr-8Ni-2Mo), das fornalhas de “*cracking*” de unidades de produção de gasolina sem chumbo, com elevado nível de octanas, por tubagens em A 335 P91 [49].

[9] The Electric Power Research Institute (EPRI) - Organização independente sem fins lucrativos dedicada à pesquisa e desenvolvimento no âmbito do sector de energia eléctrica.

4.2 Vantagens do uso do aço X10CrMoVNb9-1

Como já foi referido anteriormente, um dos modos de aumentar a eficiência de uma central termoeléctrica, é aumentar o valor da temperatura de vapor necessário para a produção de energia eléctrica.
A fadiga térmica originada por frequentes arranques e paragens das centrais termoeléctricas impõe algumas dificuldades ao funcionamento de uma caldeira, nomeadamente nas zonas onde existem componentes com espessuras elevadas.
As variações cíclicas de funcionamento da caldeira vão provocar variações de temperatura no vapor que, por sua vez, vão implicar que, nas zonas correspondentes a componentes de maior espessura, o diferencial de temperatura seja superior. Se este diferencial de temperatura for demasiado elevado, e tiver repetibilidade ao longo do tempo, pode originar o aparecimento de fissuração resultante de fadiga térmica.

Na figura 4.1 verifica-se que, relativamente ao aço 10CrMo9-10 (P22) para as condições de temperatura e pressão de 280 bar e 550ºC, é possível uma redução de espessura de 54% [62].

Esta redução de espessura vai minimizar o aparecimento de fadiga térmica, uma vez que o gradiente de temperaturas é mais reduzido nestes casos [63].

Estes novos aços com 9% de crómio possuem resistência similar aos aços inoxidáveis austeníticos, apresentando relativamente a estes as seguintes vantagens:

- Custo inferior;
- Coeficiente de expansão térmica inferior;
- Condutibilidade térmica superior.

Relativamente ao aço 10CrMo9-10, este aço apresenta as seguintes vantagens:

- Melhor resistência à corrosão;
- Requer menor espessura para a mesma tensão de serviço;
- Resistência superior ao ataque por hidrogénio.

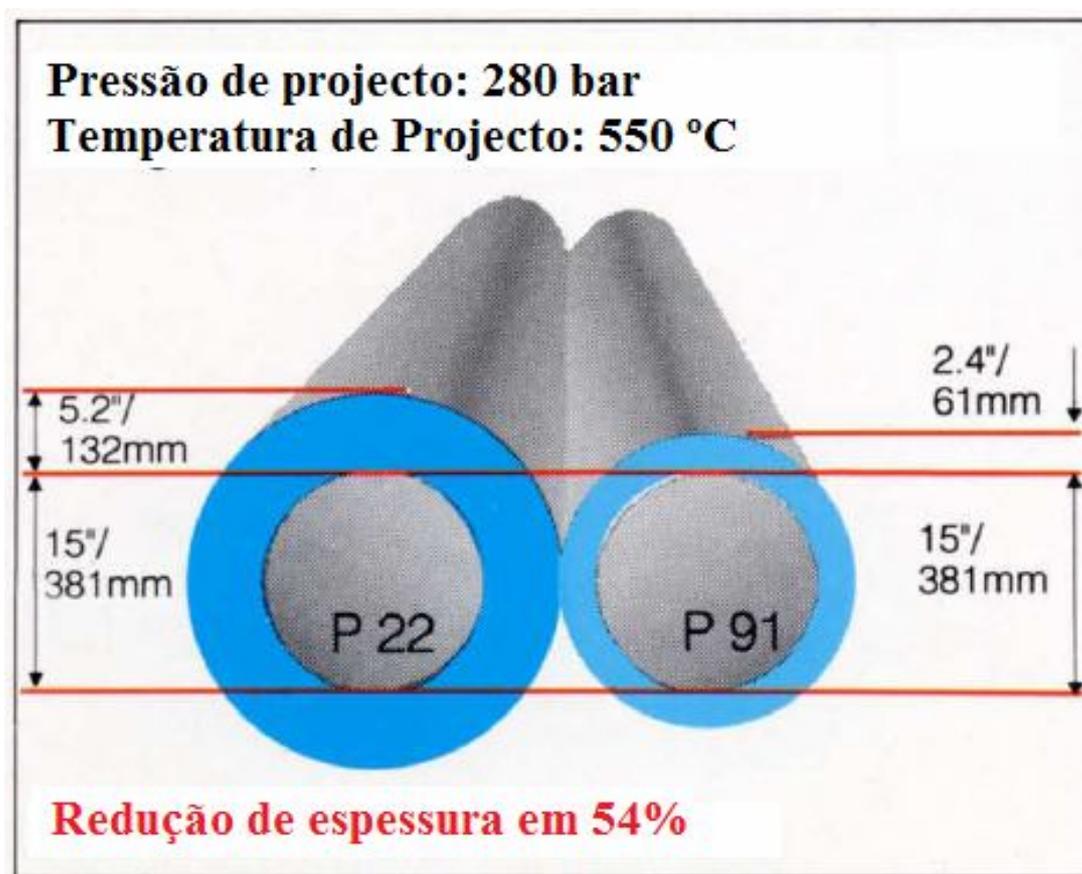



Figura 4.1 – Comparação de valores de espessuras de parede de tubagem em aços X10 CrMoVNb9-1 (P91) e 10CrMo9-10 (P22) [62].

4.3 Processos de fabrico

O processo de fabrico destes aços é normalmente efectuado através do método de dupla escória, sendo realizado num forno a arco eléctrico básico, seguido de desgaseificação sob vácuo para remoção do hidrogénio. O primeiro processo de escorificação remove as impurezas susceptíveis de oxidação como o fósforo e consiste na injecção de oxigénio e adição de calcário, sendo a escória removida imediatamente após conclusão do processo. O aço é depois desoxigenado pela adição de manganês e de pequenas quantidades de silício e alumínio, sendo estes dois últimos elementos removidos na forma de SiO_2 e Al_2O_3. O enxofre é também removido por esta técnica de dupla escória [49].

Como factores que influenciam a qualidade final dos aços destacam-se:

- Método de desoxidação;
- Adição de elementos de liga em teores menores;
- Presença de elementos residuais;
- Inclusões não metálicas;
- Presença de hidrogénio;
- Estrutura de segregação decorrente do arrefecimento.

Os tubos são obtidos por extrusão a quente, por laminagem a quente ou por enformação a frio.

4.4 Propriedades relacionadas com o X10CrMoVNb9-1

4.4.1 Composição química

Na tabela 4.1 está representada a composição química do aço X10CrMoVNb9-1 de acordo com a EN 10216 (05/2002).

AÇO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA													
	C	Si	Mn	Al	Cr	Cu	Ni	Mo	W	V	Nb	Ti	B	N
X10CrMoVNb9-1	0,08 - 0,12	0,20 - 0,50	0,30 - 0,60	0,04 Máx.	8,00 - 9,50		0,10 - 0,40	0,90 - 1,10		0,18 - 0,25	0,06 - 0,10			0,030 - 0,070

Tabela 4.1 – Composição química do aço X10CrMoVNb9-1 [60].

4.4.2 Propriedades físicas e mecânicas

Na tabela 4.2 estão indicadas as propriedades físicas relacionadas com este aço.

Temperatura	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
Módulo de elasticidade GPa	218	216	213	210	207	203	199	195	190	186	181	175	168	162
Condutividade Térmica W/m.K	26	26	27	27	28	28	28	29	29	29	30	30	30	30
Calor Específico J/kg.K	440	460	480	490	510	530	550	570	600	630	660	710	770	860

Tabela 4.2 – Propriedades do X10CrMoVNb9-1 [60].

Na figura 4.2 pode observar-se a variação da tensão de cedência com a temperatura.

Tensão de cedência *vs* Temperatura

Tensão de cedência (N/mm²)

500
450
400
350
300
250
200
150
100
50
0

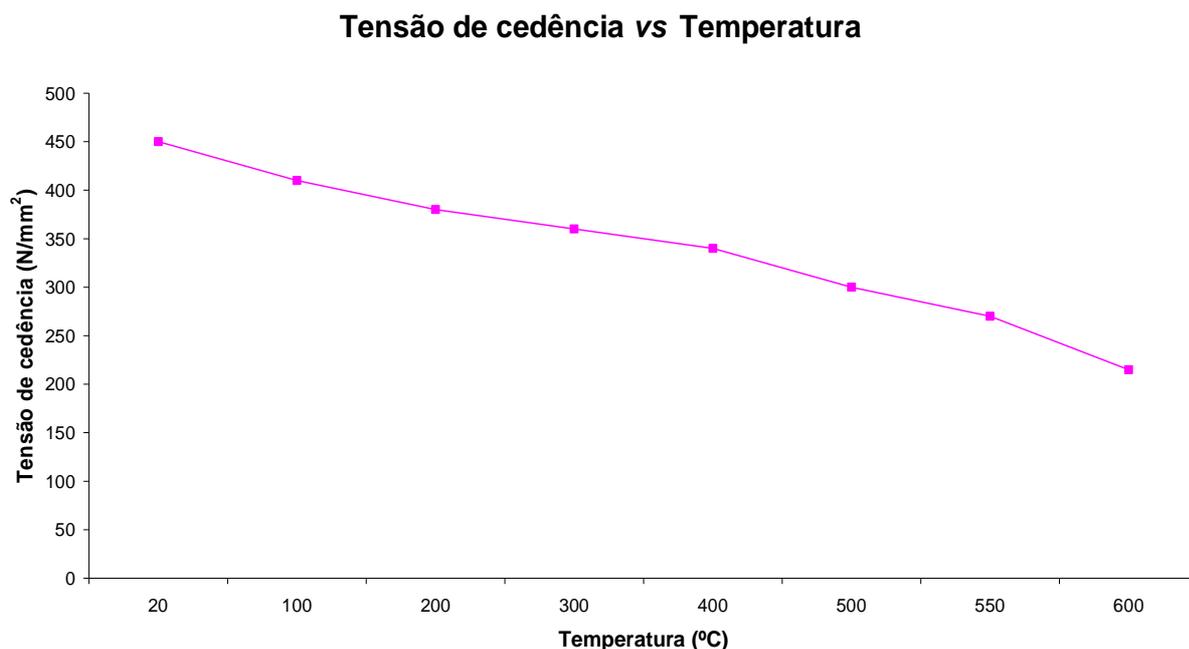
20 100 200 300 400 500 550 600

Temperatura (ºC)

Figura 4.2 – Variação da tensão de cedência com a temperatura [60].

Este aço possui uma tensão de rotura correspondente ao intervalo compreendido entre 620 e 850 N/mm^2 (20ºC). A esta tensão de rotura corresponde um alongamento igual ou superior a 20%.

4.4.3 Microestrutura

A microestrutura deste material depende do tratamento térmico inerente ao processo de fabrico. O tratamento térmico de normalização promove a transformação da austenite em martensite no arrefecimento. Na figura 4.3 está representado um diagrama de arrefecimento contínuo característico destes aços.

Dependendo da composição química do material, o valor da temperatura Ac_1 está compreendido entre os 785º C e os 830 ºC. A temperatura Ac_3 está compreendido entre 890 ºC e 940 ºC.

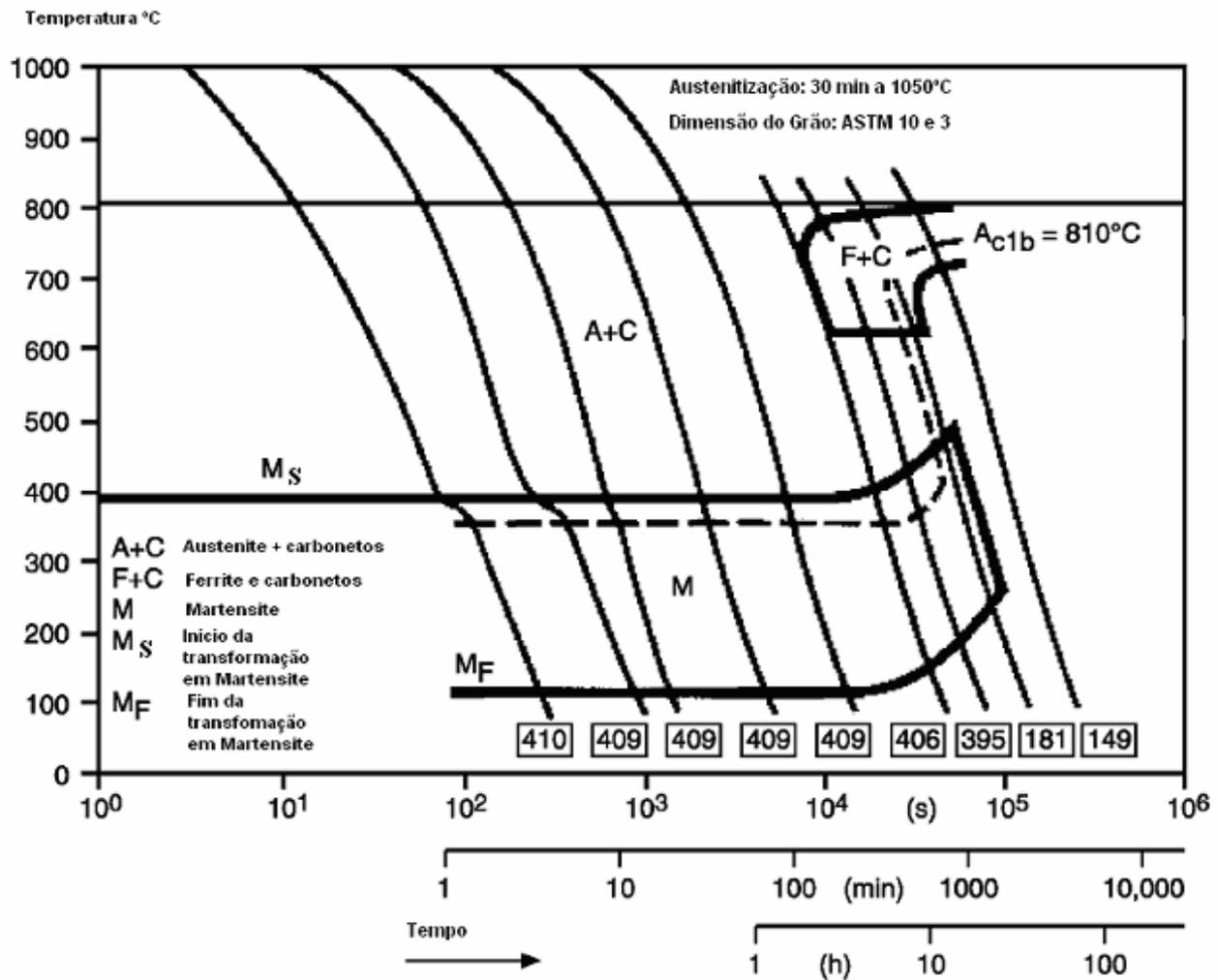



Figura 4.3– Diagrama de arrefecimento contínuo do aço X10CrM0VNb9-1 [64].

A temperatura de início da transformação martensítica é cerca de 400 ºC e a temperatura final de transformação corresponde a cerca de 100 ºC, dependendo do tamanho de grão inicial da austenite.

Estes aços são em regra normalizados a temperaturas compreendidas entre os 1040 ºC e os 1100 ºC, possibilitando a dissolução da maioria dos carbonetos sem um crescimento exagerado do tamanho de grão. Posteriormente, é executado um revenido entre os 750 ºC e os 780ºC, com patamar de 1 hora por cada 25 mm de espessura, possibilitando a precipitação de carbonetos de um modo homogéneo na estrutura martensítica.
Os precipitados principais correspondem ao $M_{23}C_6$, NbC e V_4C_3, embora também possam ocorrer partículas de VN.

Na figura 4.4 está representada a variação das propriedades mecânicas para diferentes temperaturas de revenido, a qual varia entre 650 ºC e 850 ºC considerando 1 hora de patamar.

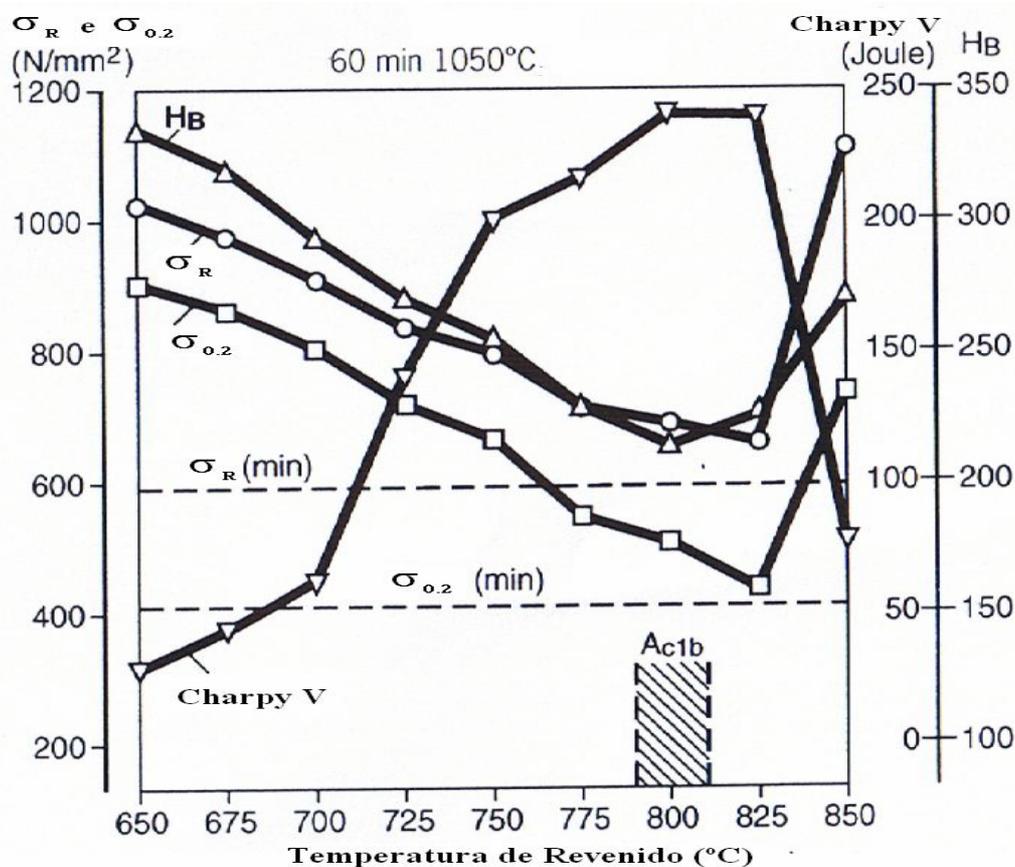



Figura 4.4 – Efeito da temperatura de revenido nas propriedades do aço X10CrMoVNb9-1 [64].

A figura 4.4 mostra um decréscimo na tensão de cedência ($\sigma_{0,2}$), tensão de rotura (σ_R) e dureza (HB) com o acréscimo da temperatura de revenido. Em contrapartida, o valor correspondente à energia absorvida no ensaio de impacto (Charpy V) aumenta. Para temperaturas acima de Ac_1, as propriedades mecânicas de tensão de rotura/cedência e dureza aumentam e a resistência ao impacto decresce. Valores de revenido acima de Ac_1 pioram o comportamento à fluência deste aço.

4.4.4 Propriedades de Fluência

As propriedades de fluência dos aços estão sujeitas a variações que estão normalmente relacionadas de um modo complexo com a composição e microestrutura.

Os aços que, no processo de fabrico são desoxidados através da utilização do alumínio, apresentam normalmente pior comportamento à fluência do que os desoxidados com silício. Para além de refinar o tamanho de grão, acelera a esferoidização dos carbonetos e a grafitização (transformação dos carbonetos em grafite – frequente em aços não ligados ou fracamente ligados, sempre que são sujeitos a altas temperaturas).

A fusão sob vácuo confere a estes aços uma melhoria substancial no comportamento à fluência facilitando também o fabrico dos mesmos, provavelmente devido à diminuição do número e tamanho das inclusões. A fusão em vácuo permite também um controlo mais rigoroso da composição e, consequentemente, uma resposta mais uniforme ao tratamento térmico.

As características mecânicas superiores deste aço resultam essencialmente da adição de elementos de liga como o Ni, Cr e Mn e outros como o Mo, V e Nb que têm uma grande afinidade para o C. Existem outros elementos de liga, como o V e o Nb, que possuem uma afinidade elevada para o N. As adições destes elementos baixam a velocidade de transformação da austenite, diminuem o teor de C do ponto eutectóide e combinam-se com o C presente no aço para formar dispersões finas de carbonetos mais estáveis. Estes precipitados crescem mais lentamente do que as partículas de cementite na bainite, ou do que as lamelas de cementite na perlite, o que se traduz num aumento substancial da resistência da matriz à deformação, tanto a temperaturas elevadas como a baixas temperaturas [49].
Na figura 4.5, estão representadas os valores correspondentes à resistência à fluência onde se faz a comparação entre o aço X10CrMoVNb9-1 e o 10CrMo9-10 considerando várias temperaturas, e horas de serviço.

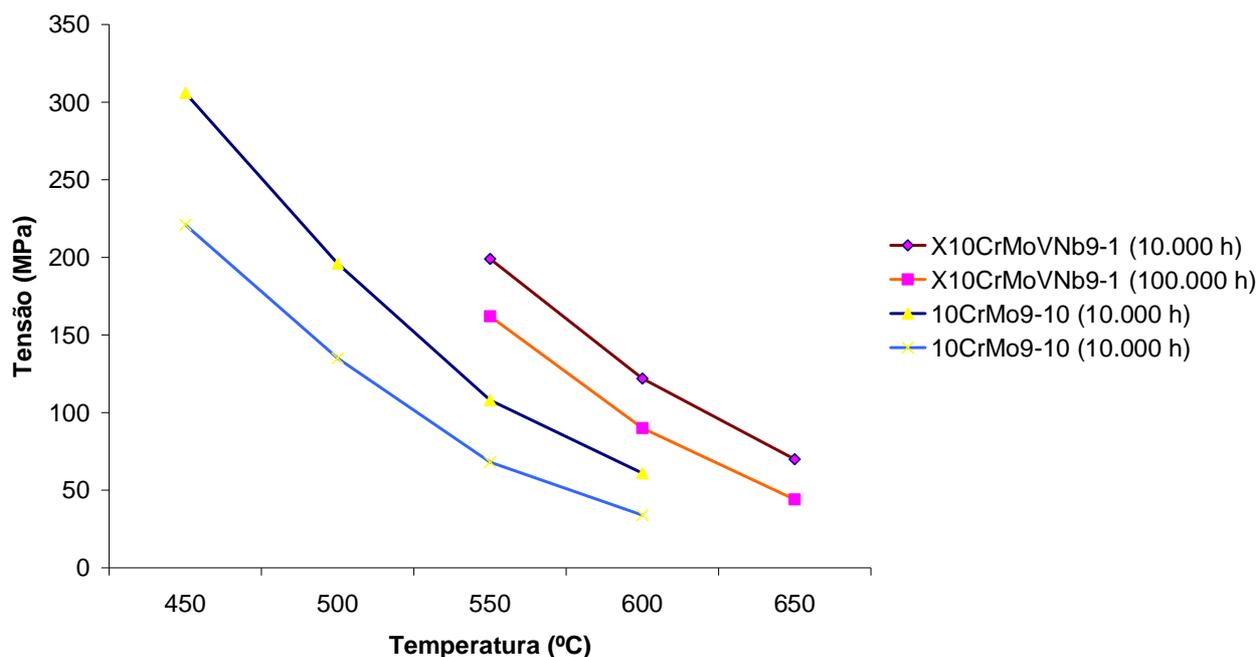



Figura 4.5– Resistência à fluência para 10.000 e 100.000 horas de serviço [61].

4.5 Evolução Microestrutural no aço X10CrMoVNb9-1

A evolução microestrutural é caracterizada essencialmente pela formação de partículas com maiores dimensões e mais estáveis durante o processo de fluência, o que vai implicar uma diminuição da resistência à deformação.

A microestrutura do aço X10CrMoVNb9-1 é composta por martensite revenida com elevada densidade de deslocações e carbonetos alongados do tipo $M_{23}C_6$ nos limites das ripas e precipitados muito finos, com a forma de agulhas no interior das ripas. Com a exposição a elevadas temperaturas observa-se um coalescimento das partículas, em que os precipitados no interior das plaquetas do tipo V(C,N) atingem dimensões na ordem de 20-30 nm [65]. Estes precipitados, ao dificultarem o movimento das deslocações, contribuem para um aumento da resistência à fluência do aço.

Com o aumento do tempo de permanência a altas temperaturas, ocorre um fenómeno de restauração, com diminuição da densidade de deslocações. O excelente comportamento à fluência deste aço está relacionado com:

- Elevada estabilidade microestrutural contra a restauração;

- Ancoramento das deslocações devido às partículas finas de V(C/N);

- Retardamento do coalescimento dos carbonetos $M_{23}C_6$ devido à adição de Boro.

Neste aço estão presentes os seguintes mecanismos de endurecimento [66]:

- Endurecimento por precipitação, através da distribuição de carbonetos de crómio estáveis do tipo $M_{23}C_6$ e de carbonitretos de V/Nb do tipo MX;

- Endurecimento por solução sólida, devido à existência de Cr e Mo.

Considerando um processo típico de fabrico, em que o tratamento térmico de normalização é feito a 1100ºC seguido de revenido a 750ºC, os principais precipitados presentes nestes aços são [67] $M_{23}C_6$ e V_4C_3, podendo existir algumas partículas de NbC e de VN.

5 SOLDADURA DO AÇO X10CrMoVNb9-1

O primeiro programa acerca do estudo da soldabilidade do X10CrMoVnb9-1 começou em 1978 no ORNL (*Oak Ridge National Laboratory*), seguindo-se outros grupos de pesquisa nos EUA, Europa e Japão [64].

Quando se concebe uma junta de soldadura, é importante considerar não só as propriedades da soldadura do material de base, como também considerar as propriedades do material de adição. Para materiais a trabalhar a alta temperatura, as propriedades à fluência devem ser tomadas em consideração.

5.1 Material de adição

Para a soldadura deste aço, a composição química do material de adição constitui um factor essencial para que, depois do tratamento térmico, sejam obtidas as propriedades mecânicas requeridas. A composição química é optimizada de modo a obter-se uma estrutura totalmente martensítica, com baixa percentagem de ferrite delta. O valor de crómio equivalente é calculado do seguinte modo:

Cr equivalente = %Cr + 6.%Si + 4.%Mo + 1.5.%W + 11.%V + 5.%Nb + 12.%AL +9.%Ti – 40.%C – 2.%Mn – 4.%Ni – 2.%Co – 30.%N - %Cu (5.1)

Se este valor for superior a 10, a probabilidade de existência de ferrite delta no arrefecimento é elevada [62].

A composição química do aço P91 é constituída essencialmente por 0,1% Carbono, 9% Crómio e 1% de Molibdénio, sendo também adicionados teores inferiores de Vanádio, Nióbio e Azoto para conferir uma resistência superior à fluência.

O material de adição é o mais similar possível ao material de base, no entanto, os teores de Nióbio, Vanádio e Azoto não podem ter a mesma composição do material de base uma vez que iria surgir um estrutura heterogénea que consistiria em precipitados de ferrite poligonal na matriz martensítica, que teria como consequência o decréscimo de propriedades mecânicas [68]. Sendo assim, as diferenças existentes entre a composição do material base e de adição, correspondem ao seguinte [69]:

- Nióbio – Reduzindo o teor deste elemento relativamente ao material de base (0,06 a 0,1%), são obtidos valores de tenacidade superiores. De modo a não comprometer a resistência à fluência, teores entre 0,04% e 0,07% são considerados aceitáveis.

- Níquel – O teor de níquel é normalmente superior ao do material de base, essencialmente por duas razões: reduz o valor da temperatura de Ac_1, permitindo uma melhor resposta ao tratamento térmico, e reduz a tendência ao aparecimento de ferrite delta (equação 5.1). No entanto, o uso de teores de níquel em excesso (>1%) podem ser prejudiciais, uma vez que reduzem em demasiado o valor de Ac_1, correndo-se o risco de este valor ser ultrapassado pela temperatura de patamar do tratamento térmico. O seu teor é mantido normalmente no intervalo 0,4-1,0%.

- Manganês – O seu teor corresponde usualmente ao máximo estabelecido na composição do material de base, com o objectivo de promover uma desoxidação adequada. Normalmente o seu valor está limitado ao somatório Mn+Ni <1,5% ou 1% de modo a evitar-se uma redução exagerada do valor de temperatura de Ac_1.

- Silício – É um elemento desoxidante e, em combinação com o crómio, contribui para o aumento da resistência à oxidação. Contudo, reduzindo-se o teor deste elemento melhora-se os valores de tenacidade, existindo algumas especificações que limitem o seu valor a 0,3%.

- Vanádio, Carbono e Azoto – Os valores destes elementos são praticamente os mesmos do material base, uma vez que as percentagens destes componentes no material têm pouca influência na energia absorvida no ensaio de impacto. Deve-se, no entanto, fazer um balanço do teor destes elementos para evitar a formação de ferrite delta.

- Enxofre, fósforo e elementos residuais – O controlo dos teores de enxofre e fósforo é fundamental para que determinados problemas inerentes à soldadura sejam minimizados, como, por exemplo, a fissuração a quente e a perda de ductilidade devido à segregação destes elementos para os limites de grão após permanência a alta temperatura. Estes problemas podem ser agravados, caso os teores de carbono e nióbio estejam nos limites superiores admissíveis, uma vez que um aumento do teor destes elementos faz diminuir a ductilidade do material. Este tipo de inconvenientes pode ser evitado caso se verifique que o valor da fórmula de Bruscato seja inferior a $X<15$ [62]:

$$X = \frac{(10.P + 5.Sb + 4.Sn + As)}{100} \tag{5.2}$$

5.2 Ciclo térmico associado ao processo de soldadura

A soldadura do X10CrMoVNb9-1 requer pré-aquecimento, controlo da temperatura de interpasses, pós-aquecimento e tratamento térmico.

O ciclo correspondente a este processo está indicado na figura 5.1.

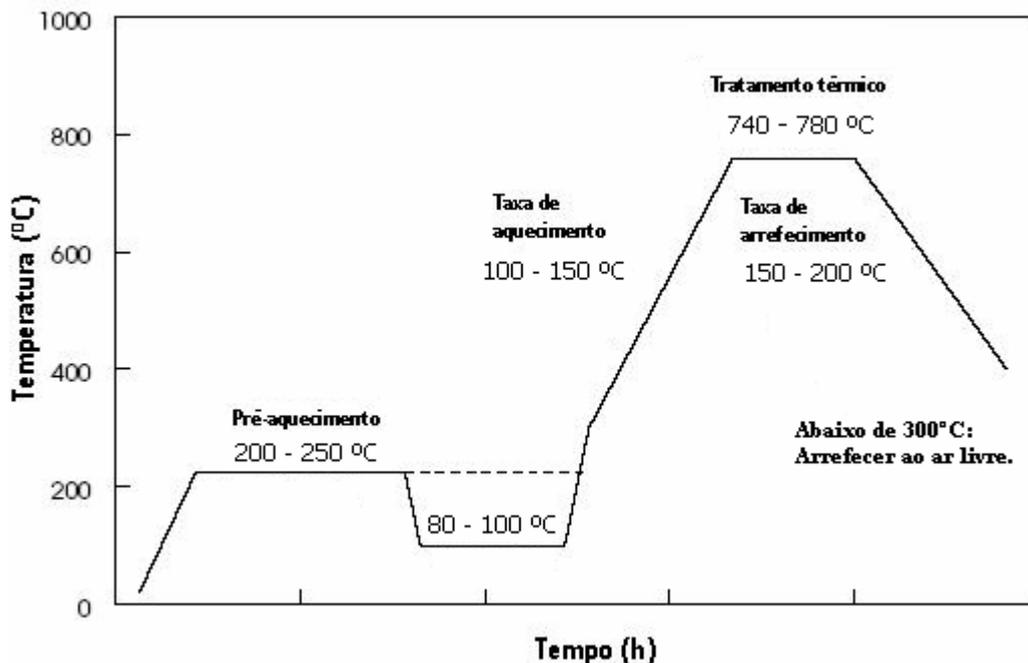



Figura 5.1 – Ciclo térmico correspondente à soldadura do X10CrMoVNb9-1 [62].

5.2.1 Temperatura de pré-aquecimento

O valor da temperatura de pré-aquecimento neste tipo de aços é bastante importante e pode variar de acordo com a espessura e composição química do material em questão.

A composição química vai afectar o início da transformação da austenite em martensite. Em termos práticos, as medições de temperatura efectuadas mostram que, para temperaturas de pré-aquecimento de 300 ºC, e considerando valores de entrega térmica elevados, o material arrefece até aos 500 ºC em cerca de 100 a 150 segundos [70]. Isto sugere que, no arrefecimento, o material atinge o ponto de início de transformação da martensite (M_s) em fase totalmente austenítica, em que alguma se vai transformar em martensite, pois a temperatura de pré-aquecimento está situada um pouco abaixo do início da transformação da austenite em martensite.

Durante a soldadura, a quantidade de martensite transformada a partir da austenite depende da diferença entre a temperatura de pré-aquecimento aplicada e o valor da temperatura a partir do qual tem início a transformação da austenite em martensite (Ver figura 4.3 – Diagrama de Arrefecimento Contínuo). Para o cálculo da temperatura do valor de M_s para os aços resistentes à fluência, foi definida a seguinte equação [70].

$$M_s = 454 - 210.C + 4,2/C - 27.Ni - 7,8.Mn - 9,5.(Cr+Mo+V+W+1,5.Si) - 21.Cu \qquad (5.3)$$

A título de exemplo, e considerando o aço X10CrMoVNb9-1, na tabela 5.1 apresenta-se os valores de temperatura de M_s correspondentes aos limites superiores e inferiores da composição química deste aço.

AÇO	COMPOSIÇÃO QUIMICA								M_S
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	(ºC)
X10CrMoVNb9-1 (P91)	0.08	0.20	0,30	8,00	0.9	0,10	0,18	0,06	**396**
	0.12	0.50	0,60	9,50	1.10	0.40	0,25	0,10	**338**

Tabela 5.1 – Variação de M_S considerando os limites superiores e inferiores do X10CrMoVNb9-1.

A partir da tabela pode verificar-se que o valor de M_s pode variar em cerca de 58 ºC, considerando a variação dos limites superior e inferior da composição química.

Se o pré-aquecimento for escolhido independentemente da composição química, pode existir uma variação substancial da percentagem de martensite. Em consequência, o aço com maior teor de martensite pode ser mais susceptível à fissuração a frio.

Se a temperatura de pré-aquecimento estiver acima de Ms, o volume da junta que atingiu a temperatura de austenite vai reduzir o risco de fissuração. Quando a soldadura termina, uma parte considerável da austenite vai ser transformada em martensite durante o arrefecimento. Este processo vai causar um aumento substancial do volume específico e, consequentemente, tensões residuais elevadas, que podem resultar em fissuração [70].

Quando o pré-aquecimento é executado abaixo de Ms, forma-se alguma martensite durante a soldadura. Para uma selecção correcta da temperatura de pré-aquecimento, tem de existir uma determinada percentagem de austenite, de modo reduzir a susceptibilidade à fissuração. Além disso parte da austenite vai ser transformada em martensite durante o arrefecimento, e como a temperatura é mantida durante algum tempo entre Ms e Mf obtêm-se, esta martensite com menor risco de provocar fissuração a frio.

A soldadura em estado martensítico, com a presença de uma pequena percentagem de austenite, traduz-se em valores de tensões residuais inferiores, reduzindo-se assim o risco de fissuração a frio. Por outro lado, ao serem utilizados valores de temperatura de pré-aquecimento inferiores são obtidas reduções de consumo de energia.

Pode concluir-se que nem uma temperatura muita elevada de pré-aquecimento é favorável, nem uma temperatura muito baixa devido à formação de um teor elevado de martensite.

No caso de aços com 0,2% de C, para reduzir a probabilidade de aparecimento fissuração existe uma regra que consiste em evitar que a máxima tensão na soldadura não exceda os 1000 MPa (300 – 350 HV).

Para este aço deve ser considerada uma temperatura de pré-aquecimento correspondente a [70]:

$$T_p = (M_s - 90) \pm 10^{\circ}C \qquad (5.4)$$

Segundo a equação 5.4, considerado o limite inferior (Ms -100 ºC), de acordo com a figura 5.2, o aço vai conter 80% de martensite com valor de tensão igual a 1100 MPa e alongamento correspondente a 30%.

Concluindo, é necessário o conhecimento da composição química do aço a soldar de modo a ser possível o cálculo do valor de M_S que vai estar relacionado com a temperatura de pré-aquecimento a aplicar.

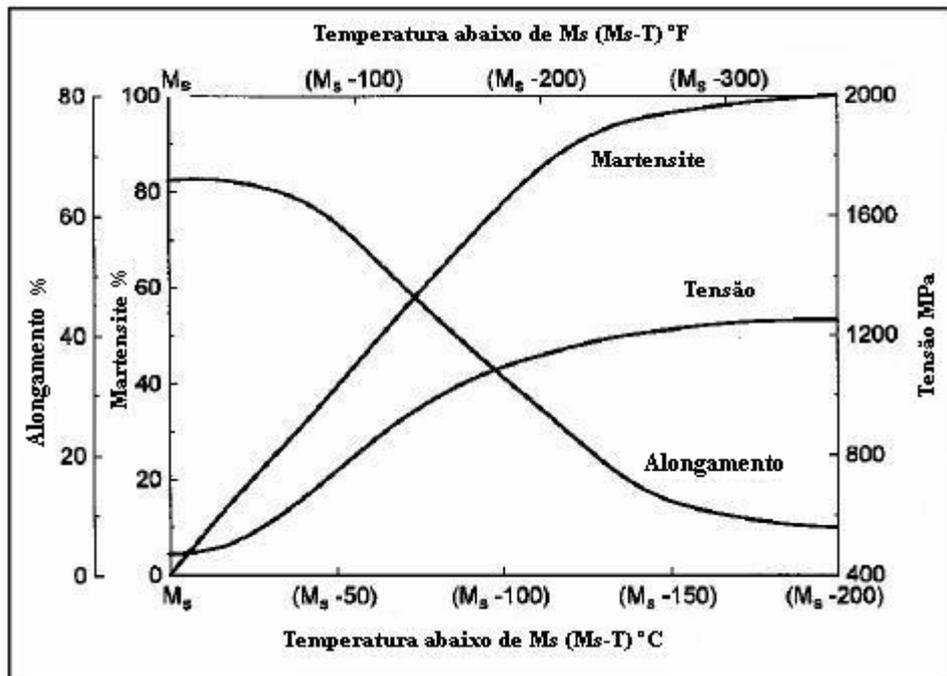



Figura 5.2 – Percentagem de martensite, alongamento e tensão para o aço X10 CrMoVNb9-1 [70].

5.2.2 Pós – Aquecimento

O objectivo do pós-aquecimento é reduzir o teor de hidrogénio introduzido na operação de soldadura, uma vez que a sua presença favorece o aparecimento de fissuração a frio.

Esta operação consiste, numa primeira fase, reduzir a temperatura da junta de soldadura a um valor que permita a transformação total da austenite em martensite, correspondendo este valor a cerca de 100ºC.

Após garantir esta transformação, a junta de soldadura é submetida a uma temperatura superior à aplicada durante o pré-aquecimento com o objectivo de aumentar a difusibilidade do hidrogénio da soldadura tendo em vista a sua libertação. Esta temperatura vai corresponder a cerca de 300ºC, e o tempo de aplicação está directamente relacionado com a espessura da peça.

No caso de serem utilizados processos de soldadura que introduzam teores reduzidos de hidrogénio, esta operação pode ser minimizado ou mesmo eliminada.

5.2.3 Temperatura de interpasses

A temperatura de interpasses está normalmente inserida na gama de temperaturas compreendida entre 300ºC e 350 ºC. A temperatura de interpasses permite que a junta de soldadura arrefeça abaixo do início da linha de transformação da austenite em martensite, permitindo assim que parte da martensite já transformada sofra algum tratamento térmico proporcionado pelos passes subsequentes. A limitação da temperatura de interpasses vai baixar a probabilidade de existência de fissuração a quente, devido às percentagens de silício e nióbio existentes no material de adição [62].

5.2.4 Tratamento térmico

Após a operação de soldadura, a aplicação de um tratamento térmico tem por objectivo não só efectuar o relaxamento de tensões da soldadura, como promover a precipitação de carbonetos e nitretos na matriz martensítica. Esta precipitação é essencial no que corresponde ao comportamento deste aço à fluência.

A norma Europeia EN-12952-5 (2001) estabelece uma gama de temperaturas de patamar compreendida entre os 740 e os 780 ºC. Define, igualmente, valores mínimos de tempo de patamar que variam de acordo com a espessura.

A especificação AWS[10] para consumíveis estabelece valores de temperatura de patamar correspondentes a 730-760 ºC, cujo tempo corresponde a 1 hora. No entanto, para espessuras elevadas, este tempo pode não ser adequado. A relação temperatura – tempo é contemplada na norma EN 1599, que determina uma temperatura de patamar entre 750ºC e 770ºC, com tempos correspondentes a 2 – 3 horas. É importante limitar a temperatura de patamar, principalmente no caso em que o material de adição contém teores de níquel elevados, devido ao risco de formação de austenite, que no arrefecimento não é transformada na totalidade em martensite.

Na figura 5.3 está representado a variação do valor da energia absorvida no ensaio de impacto (Charpy V) com a temperatura e tempo de patamar [62].

Os fornos utilizados na execução de tratamentos térmicos correspondem a estruturas de aço revestidas com material refractário que suportam altas temperaturas (fig 5.5).

[10] AWS – *“American Welding Society”*

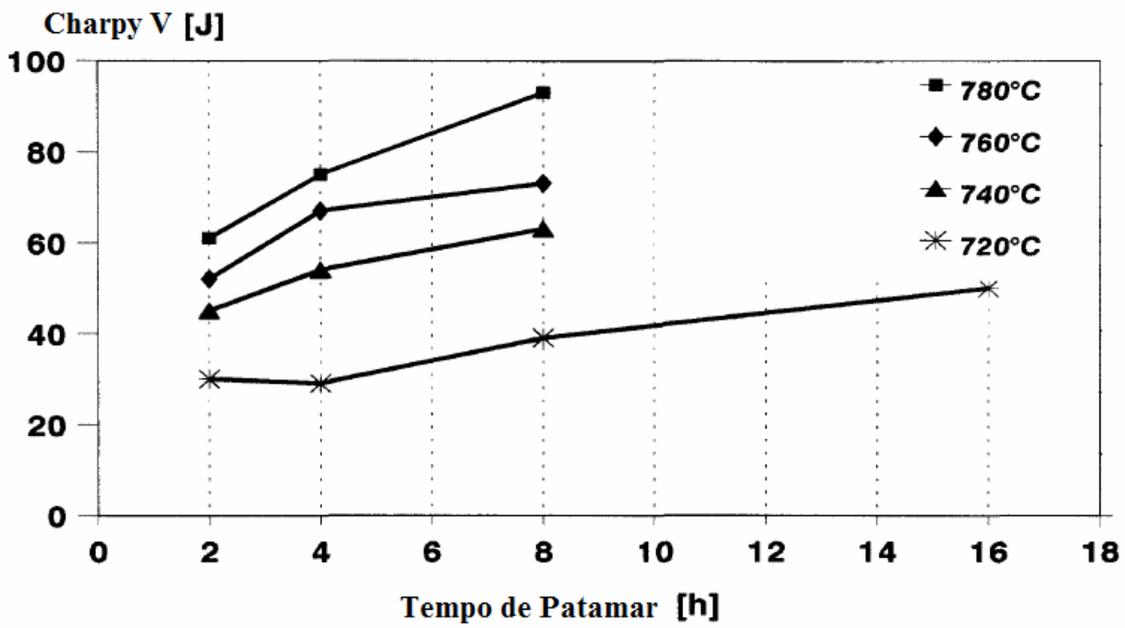



Figura 5.3 – Influência da temperatura e tempo de patamar nos valores de energia absorvida no ensaio de impacto (Charpy V).

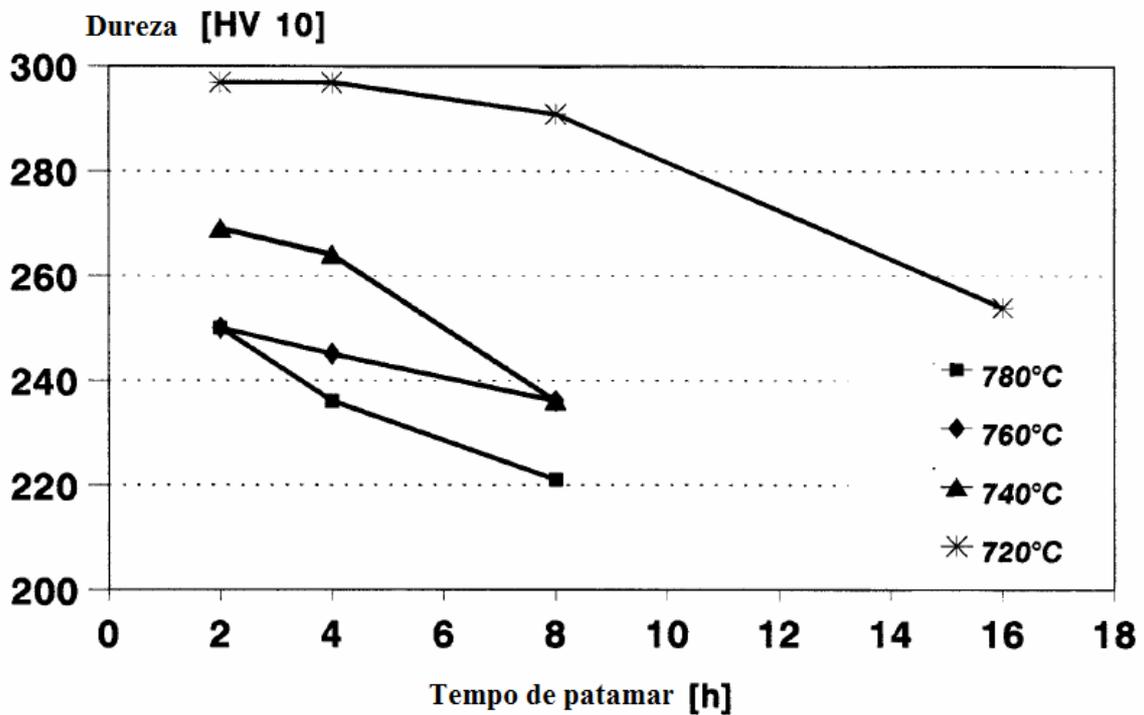



Figura 5.4 – Influência da temperatura e tempo de patamar nos valores de dureza.

(a)

(b)

Figura 5.5 – Tratamento térmico de equipamentos sob pressão (Alstom Portugal – Fábrica de Setúbal): (a) tratamento térmico local e (b) tratamento térmico em forno fechado.

A execução de tratamentos térmicos locais consiste noutro método de execução de tratamento, sendo bastante comum a sua utilização em fabrico de componentes sob pressão.

5.3 Processos de soldadura utilizados

Para a soldadura deste aço são utilizados os processos MIG/MAG, MIG/MAG – Fios Fluxados, TIG, SAS e SER[11]. A escolha do processo depende de um determinado número de factores:

− Tamanho e espessura do componente a soldar;
− Equipamento disponível;
− Qualificação de soldadores;
− Propriedades requeridas, em particular a resistência ao impacto.

No que corresponde à energia absorvida nos ensaios de impacto, os valores mais elevados são obtidos através do processo TIG.

Este processo introduz teores reduzidos de oxigénio no material depositado (100-200 ppm), enquanto que outros processos (SER e SAS) possuem valores superiores (400-800 ppm) [69], o que faz baixar a tenacidade.

[11] Designação segundo a NP 1205 – SER (soldadura por eléctrodo revestido), SAS (Soldadura por arco submerso), TIG (Soldadura com eléctrodo não activo de tungsténio e gás inerte) e MIG/MAG (Soldadura com gás de protecção inerte/activo e fio consumível).
Designação de acordo com a AWS – SER (SMAW), SAS (SAW), TIG (GTAW), MIG/MAG (GMAW) e MIG/MAG – Fios Fluxados (FCAW).
Desinação de acordo com a EN ISO 4063 – SER (111), SAW (121), TIG (141) , MIG/MAG(135) e MIG/MAG – Fios Fluxados (136).

5.3.1 Processo de soldadura SER

O processo de soldadura por eléctrodos revestidos utiliza o calor do arco eléctrico, estabelecido entre o eléctrodo revestido e o material a soldar, para fundir o material de base e o eléctrodo, dando origem ao material de adição. O material de adição do eléctrodo é transferido através do arco eléctrico em pequenas gotas de metal, que se encontram revestidas pelo material constituinte do revestimento do eléctrodo.

O arco eléctrico é deslocado manualmente ao longo da junta de soldadura, com uma determinada velocidade (ver figura 5.6).

O aço X10CrMoNbV9-1 devido à sua microestrutura martensítica possui durezas após soldadura que atingem aproximadamente os 450 HV.

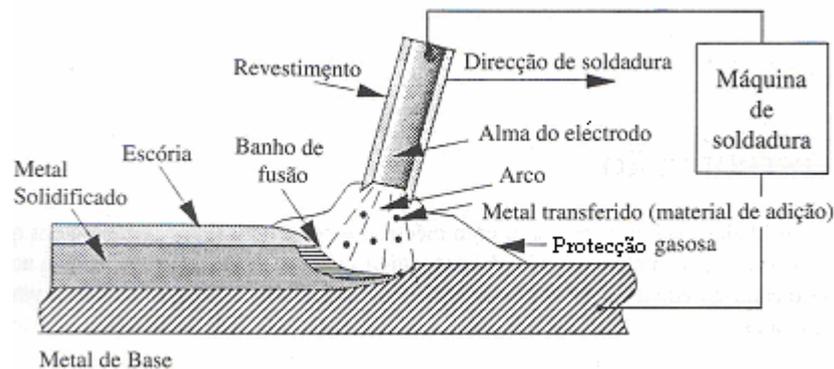



Figura 5.6 – Soldadura pelo processo de eléctrodos revestidos [71].

Tendo em consideração este valor de dureza, é necessário tomar precauções relativas ao teor de hidrogénio que deve ser reduzido. Devem ser utilizados eléctrodos de revestimento básico com designação “H4”[12].

5.3.2 Processo de soldadura TIG

Neste processo de soldadura, o arco eléctrico é estabelecido através de um eléctrodo não consumível de tungsténio e a peça no seio de uma atmosfera de protecção de gás inerte (Árgon ou Hélio).

Neste processo de soldadura, a principal função do arco eléctrico consiste no fornecimento de calor que vai permitir a criação do banho de soldadura e a fusão do material de adição que é adicionado separadamente (figura 5.7).

[12] Designação do teor máximo de hidrogénio associado ao eléctrodo revestido: H4 – 4 ml de Hidrogénio por cada 100 gramas de material depositado.

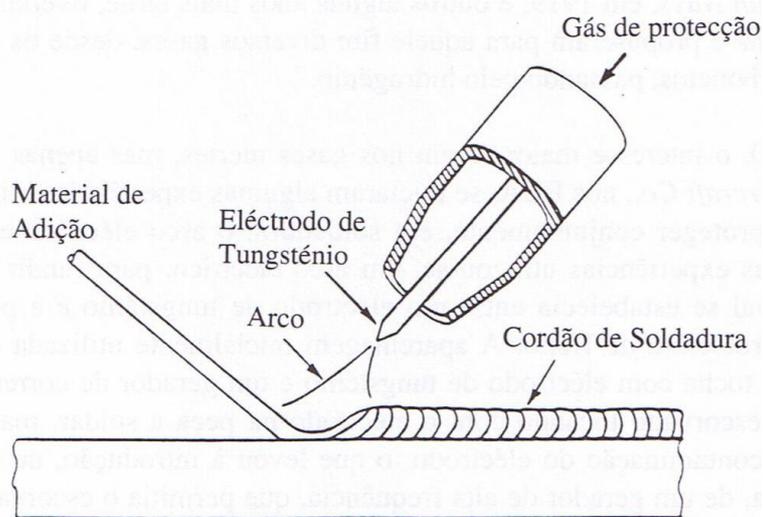



Figura 5.7 – Processo de soldadura TIG. [71].

Outra função do arco eléctrico é a limpeza da superfície do banho de fusão e do material base adjacente de óxidos superficiais, não sendo portanto necessário a utilização de fluxo. O gás de protecção deve ser inerte para que não exista contaminação do eléctrodo de tungsténio.

Dada a natureza do processo, existem perdas reduzidas de elementos de liga. As perdas mais acentuadas relacionam-se com o teor de C que pode ser 0,01 a 0,02% mais baixo no material depositado que no fio consumível [69].

No caso do P91, para além do gás de protecção inerente ao processo TIG, é feita a protecção da raiz da soldadura igualmente com gás inerte. Esta protecção é mantida até estarem concluídos os três primeiros passes da junta de soldadura de modo a protegê-la da contaminação do ar atmosférico.

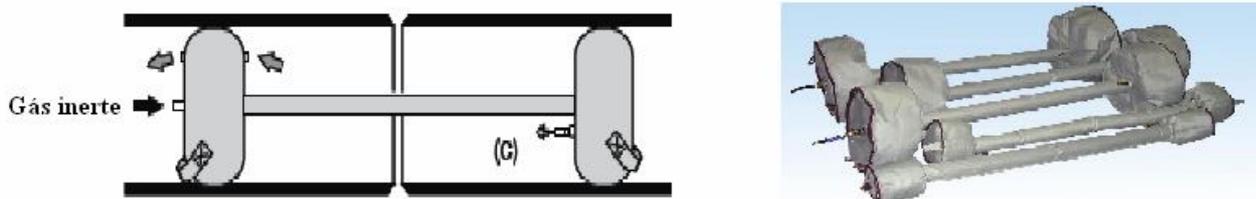



Figura 5.8 – Equipamento típico resistente a alta temperatura utilizado na protecção da raiz [72].

5.3.3 Processo de soldadura MIG/MAG

No processo de soldadura MIG/MAG é utilizado um fio eléctrodo consumível de alimentação contínua, na extremidade da qual é estabelecido um arco eléctrico. O eléctrodo, o arco eléctrico, a

zona fundida e o material base são protegidos da contaminação atmosférica através de um fluxo de gás activo (MAG) ou inerte (MIG) que passa através da tocha de soldadura (figura 5.9).

O fio consumível é alimentado a uma velocidade constante em que o comprimento do arco eléctrico se mantém inalterado.

A utilização de fio sólido não é comum na soldadura do aço P91, uma vez que a experiência tem demonstrado que os valores típicos de Mn+Si são incompatíveis quando é utilizado gás de protecção de características activas [69].

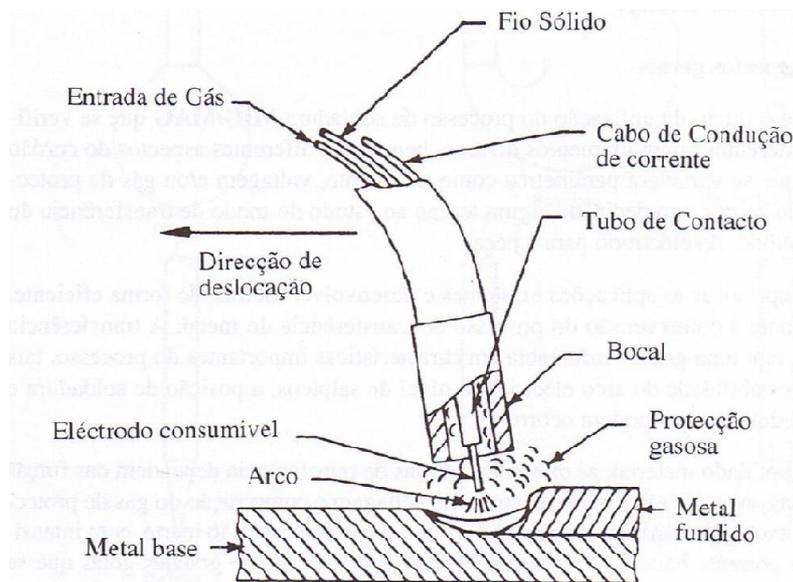



Figura 5.9 – Processo de soldadura MIG/MAG [71].

5.3.4 Processo de soldadura MIG/MAG – Fios Fluxados

Relativamente ao processo MIG/MAG anterior, a grande diferença reside no facto de o fio consumível utilizado ser tubular, encontrando-se no seu interior um fluxo e eventualmente pó metálico. No caso dos fios fluxados com protecção gasosa, a queima e vaporização de alguns constituintes do fluxo garantem uma parte da protecção do arco eléctrico e do banho de soldadura. No entanto, como esta protecção é insuficiente, é complementada com uma protecção gasosa exterior.

Comparativamente ao fio consumível de alma cheia, apresenta a vantagem de, para os mesmos valores de intensidade de corrente eléctrica, possuir valores de densidade de energia superiores. Isto vai permitir taxas de depósito superiores e maior penetração, traduzindo-se numa redução de defeitos de falta de fusão.

Comparativamente aos processos de soldadura por eléctrodos revestidos e MIG/MAG, a utilização de fios fluxados torna-se vantajosa. O processo de soldadura com fio fluxado encontra-se representado esquematicamente na figura 5.10.

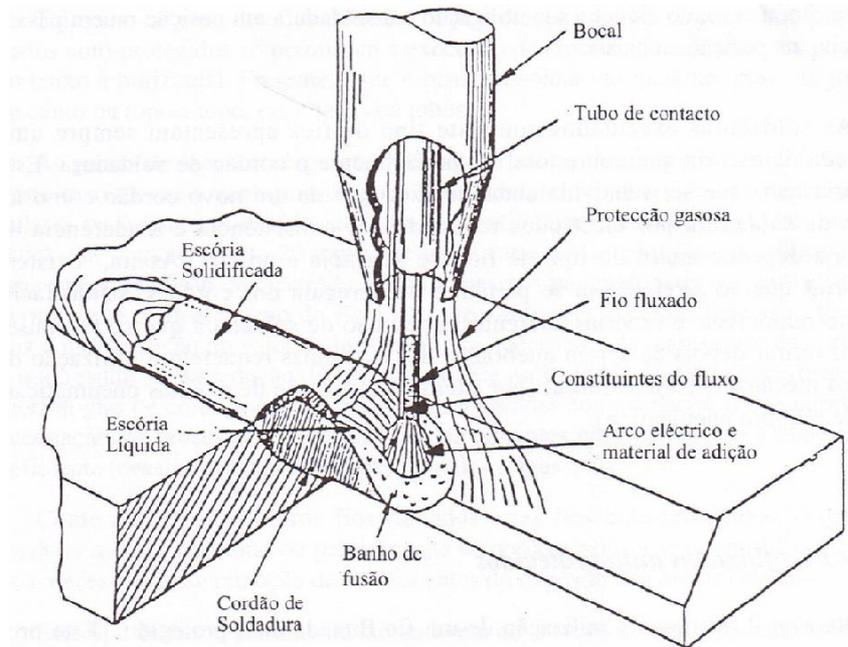



Figura 5.10 – Processo de soldadura MIG/MAG – Fios Fluxados [71].

O tipo de gás utilizado influencia bastante a composição química do material depositado, bem como a técnica operatória. Um teor elevado de CO_2 aumenta o teor de oxigénio na soldadura, que se torna prejudicial no que corresponde aos valores de resistência ao impacto obtidos. No entanto, a técnica operatória é facilitada com o aumento do teor de CO_2. Existem fios que possibilitam a utilização de mistura de gases Ar-CO_2 (80-20 e 75-25) ou até mesmo 100% de CO_2. Os resultados obtidos com a utilização de gás correspondente a 100% de CO_2 têm sido superiores aos anteriores no que corresponde à resistência ao impacto. Este facto resulta em possíveis penetrações superiores com a utilização deste gás, proporcionando um tratamento térmico entre camadas mais eficaz [73].

5.3.5 Processo de soldadura SAS

A soldadura por arco submerso corresponde a um processo de soldadura automático em que o fio consumível é introduzido a uma velocidade constante, sendo totalmente coberto por um fluxo granulado que funde parcialmente formando a escória. O arco eléctrico é totalmente coberto por um fluxo granulado que tem uma função similar ao revestimento dos eléctrodos revestidos.

Uma das grandes vantagens deste processo de soldadura resulta do facto de o arco eléctrico estar completamente submerso, permitindo a utilização de correntes de soldadura elevadas sem salpicos. As elevadas intensidades de corrente utilizadas, para além de permitirem uma taxa de fusão elevada, originam igualmente penetrações elevadas e uma grande taxa de diluição do material base.
Na figura 5.11 encontra-se ilustrado o princípio de funcionamento da soldadura por arco submerso.

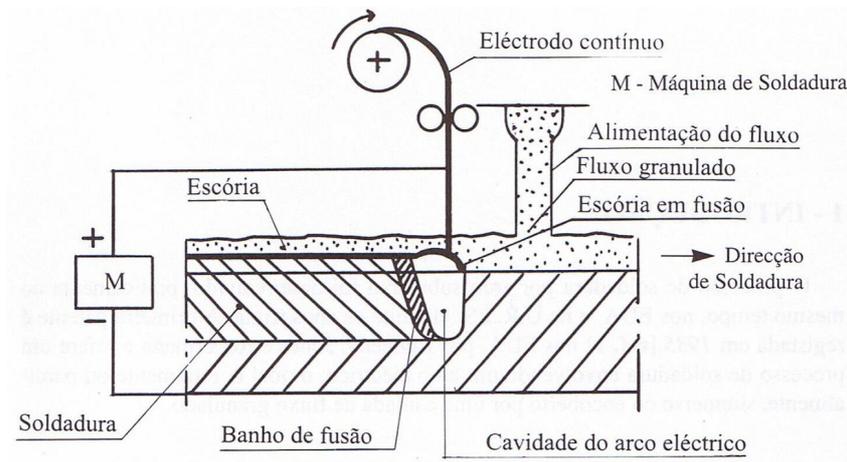



Figura 5.11 – Processo de soldadura por arco submerso [71].

No caso da soldadura do aço P91, os parâmetros de soldadura utilizados devem originar valores de entrega térmica inferiores a 20 kJ/cm. Quando são efectuadas soldaduras multi-passe, é importante que a espessura do passe não seja elevada, de modo a permitir que a mesma seja sujeita a um tratamento térmico induzido pelo passe seguinte.
Sempre que sejam utilizados fluxos fundidos em substituição dos aglomerados, o fluxo fundido vai trabalhar com voltagem inferior (+/- 2V), de modo a assegurar que o banho de soldadura tenha uma passagem ao estado sólido mais lenta para permitir que os gases não fiquem incorporados na soldadura [62].

5.4 Soldaduras Dissimilares

Tendo em consideração factores construtivos e económicos, os materiais são seleccionados em conformidade com as temperaturas e pressões existentes nos diversos componentes da caldeira. Quando as condições de funcionamento (temperatura e pressão) são alteradas, o uso de materiais é optimizado para estas novas condições, gerando-se zonas de transição ligadas por soldaduras dissimilares. Os problemas associados ao uso de soldaduras dissimilares são os seguintes:

- Migração de Carbono;
- Sensibilização dos materiais base;
- Tensões originadas por diferentes coeficientes de expansão térmica.

5.4.1 Migração de carbono

A diferença de elementos de liga existentes entre as ligações soldadas vai originar um gradiente associado ao potencial químico, permitindo a migração de carbono do material que possui o teor de crómio mais baixo, para o material que possui o teor de crómio mais elevado. Isto vai implicar a existência de zonas na soldadura enriquecidas em carbono, contrariamente a outras que vão apresentar zonas descarbonizadas.
A principal consequência da difusão de carbono vai corresponder a uma perca dos valores de dureza na zona que teve a redução deste elemento.

Na ligação entre o aço X10CrMoVNb9-1 e o 10CrMo9-10, o carbono vai migrar para o material cujo teor de crómio é superior, que neste caso é o X10CrMoVNb9-1. Caso seja utilizado como material de adição, o correspondente ao 10CrMo9-10, a zona descarbonizada vai estar localizada no material de adição próximo do material de base do X10CrMoVNb9-1. Se o material de adição usado corresponder ao X10CrMoVNb9-1, a zona descarbonizada vai estar localizada na zona de grão coalescido da ZTA do material de base do 10CrMo9-10. Por sua vez, a zona enriquecida em carbono vai ser a do material de adição (X10CrMoVNb9-1).
A extensão da zona descarbonizada vai depender da temperatura e tempo a que vai estar sujeita a ligação soldada no tratamento térmico. Um método de evitar este fenómeno consiste na utilização de ligas de níquel como material de adição [74].

5.4.2 Sensibilização dos materiais base

As soldaduras dissimilares entre X10CrMoVNb9-1 e aços inoxidáveis austeníticos é normalmente realizada utilizando ligas de níquel como material de adição. O material de base correspondente ao

X10CrMoVNb9-1 é inicialmente revestido com o material de adição correspondente à liga de níquel, sendo posteriormente sujeito a tratamento térmico. Depois de efectuada esta operação, a soldadura de ligação é efectuada novamente com o material de adição constituído por uma liga de níquel, não sendo agora necessário efectuar tratamento térmico. Esta operação é efectuada de modo a evitar que o aço inoxidável austenítico seja submetido a tratamento térmico, evitando-se assim o fenómeno de sensibilização.

Caso o aço inoxidável austenítico esteja estabilizado, ou possua baixo teor de carbono, a soldadura pode ser efectuada sem necessidade de revestimento da superfície, ao qual se segue o tratamento térmico respectivo.

5.4.3 Tensões originadas por diferentes coeficientes de expansão térmica

A soldadura de dois materiais com coeficientes de expansão térmica diferentes dá origem a tensões na junta de soldadura que não são removidos na totalidade durante o tratamento térmico. Em serviço poderão surgir problemas devido à fadiga térmica provocada pelos arranques e paragens da instalação.

5.5 Localização das falhas/fissuração

A degradação de componentes por mecanismo de fluência manifesta-se em locais onde os materiais apresentam condições microestruturais (por exemplo as soldaduras) ou formas geométricas susceptíveis de desencadearem fenómenos de concentração de tensões. As fissuras na soldadura são usualmente agrupadas em quatro categorias (I a IV) [75].

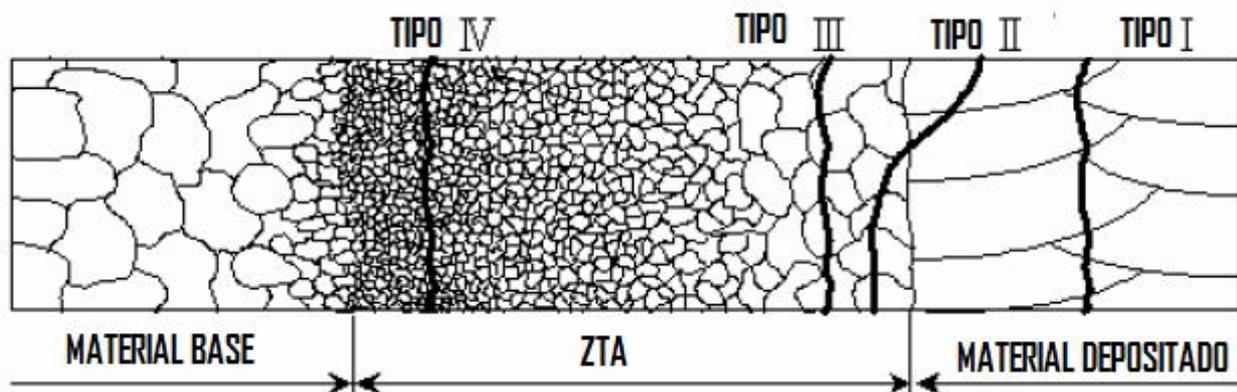



Figura 5.12 – Localização dos tipos (I a IV) mais frequentes de fissuras possíveis de encontrar em ligações soldadas.

5.5.1 Fissuração tipo I e II

As fissuras do tipo I ocorrem no material fundido, com desenvolvimento longitudinal e/ou transversal ao cordão de soldadura.
As fissuras do tipo II são semelhantes às do tipo I com crescimento posterior e propagação para a ZTA, ou mesmo para o material base.
Em ambos os casos, estas fissuras nucleiam-se durante o tratamento térmico após soldadura e não durante o serviço. Poderão ser resultantes de um processo de fissuração a quente.

5.5.2 Fissuração do Tipo III

Nucleiam-se na zona de grão coalescido da ZTA, em que a sua propagação pode ter a direcção da ZTA ou material base.
Este tipo de fissuração gera-se durante o tratamento térmico efectuado após soldadura, sendo fomentada pelos elementos de liga (ex. V, Cr, e Mo) utilizados para melhorar a resistência à fluência do material e pela presença de elementos residuais, que são responsáveis pela redução da ductilidade do material.

5.5.3 Fissuração do tipo IV

Este tipo de fissuração desencadeia-se na zona de transição da ZTA para o material base, surgindo na zona onde existiu refinamento de grão.
Durante a soldadura, a zona da junta que atinge temperaturas ligeiramente acima de Ac_3 (ver figura 5.13) é caracterizada pela existência de grão refinado. Este valor de temperatura, ligeiramente acima de Ac_3, não é suficiente para que a dissolução dos carbonetos na austenite seja completa, indo os carbonetos impedir o crescimento do grão austenítico dando origem à zona de grão refinado.

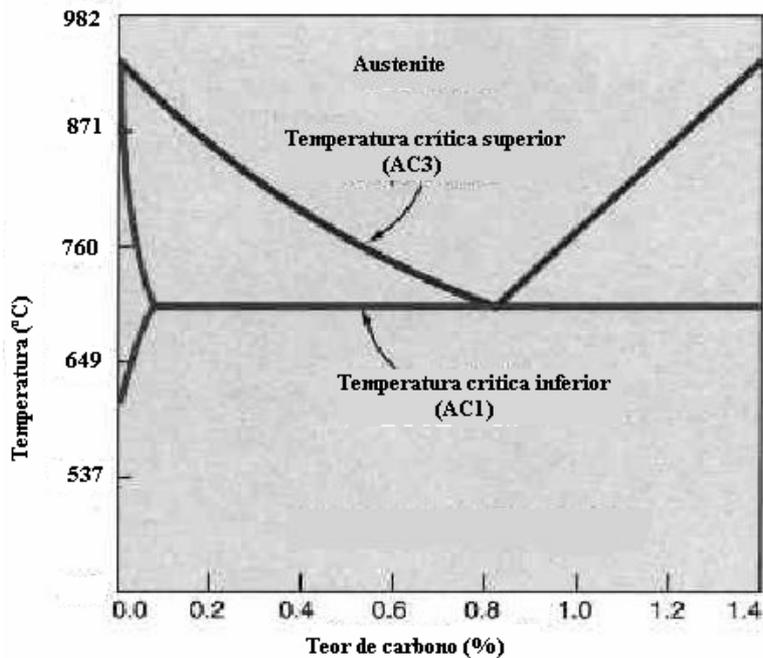
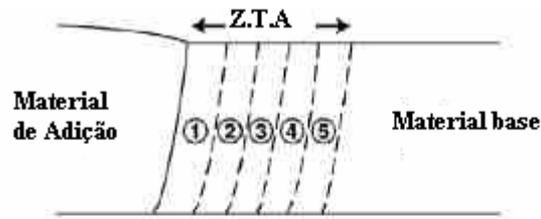



Figura 5.13 - Diagrama de transformação do aço X10CrMoVNb9-1 durante o aquecimento [76].

Na figura 5.14 apresenta-se as diferentes zonas características da ZTA, em que o aparecimento de fissuração tipo IV está associada à zona 3.

Este problema tem sido levado em grande consideração, uma vez que este tipo de fissuração ocorre numa fase prematura do funcionamento em serviço (20000 a 40000 horas) para valores de temperatura inferiores às de projecto. Este modo de falha pode surgir e desenvolver-se no interior da peça antes de aparecer à superfície.

Na figura 5.15 está representado o perfil de uma secção correspondente a uma junta de soldadura onde existiu fissuração do tipo IV. Esta soldadura esteve submetida a temperaturas na ordem dos 600 ºC e 80 MPa de pressão durante um período de funcionamento de 12414 horas. A iniciação da fissura teve origem aproximadamente a 400-500 μm a partir da fronteira entre o material base e a ZTA.

Zona termicamente afectada (após soldadura):

Região 1: $T_f > T > T_{\delta\gamma}$ $\gamma + \delta \Rightarrow$ Martensite + δ
Região 2: $T_{\delta\gamma} > T > AC3$ Grão coalescido $\gamma \Rightarrow$ Martensite
Região 3: $T_{\delta\gamma} > T > AC3$ Grão refinado $\gamma \Rightarrow$ Martensite
Região 4: $AC3 > T > AC1$ $\gamma \Rightarrow$ Martensite revenida
Região 54: $AC1 > T > T_{\gamma}$ Martensite revenida

Figura 5.14 – Diferentes zonas correspondentes à ZTA do aço X10CrMoVNb9-1 [77].

Segundo estudo de Tabuchi [79], é possível uma melhoria considerável na resistência à fluência da ZTA através do controlo dos teores de boro e azoto. Este estudo foi conduzindo fazendo-se variações no teor de boro entre 0,005% e 0,014%, e no teor de azoto entre 0,003% e 0,028%.

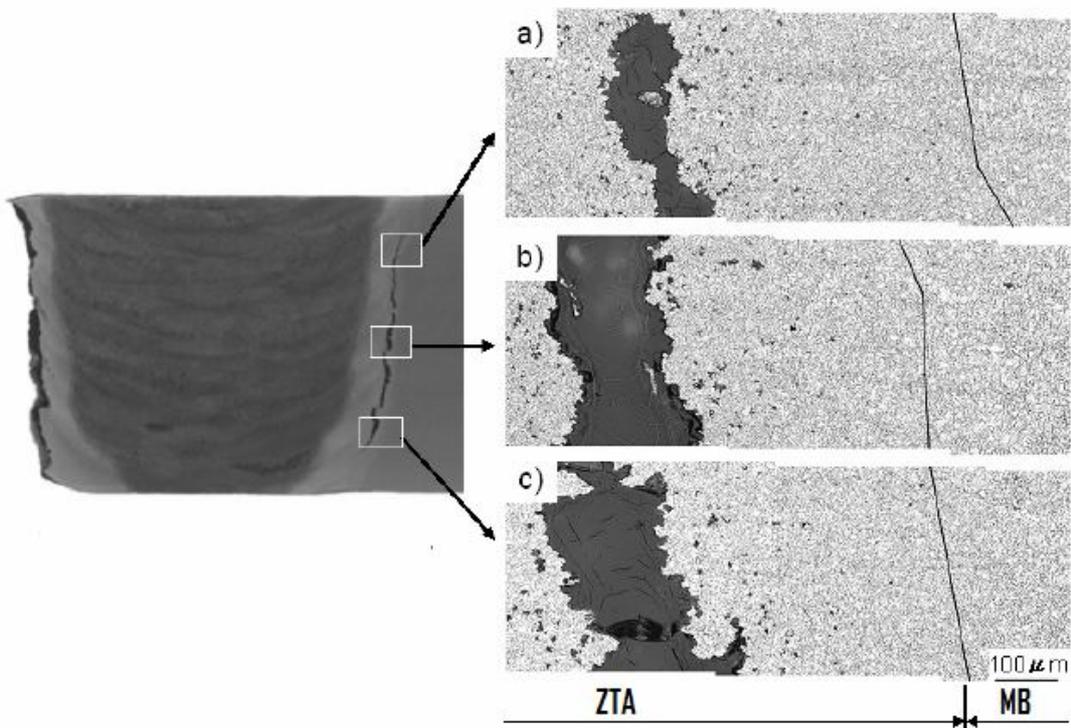



Figura 5.15– Pormenor de uma microestrutura correspondente a uma fractura existente numa junta de soldadura com material X10CrMoVNb9-1 [78].

Neste estudo, foram testadas cinco chapas em P91 de modo a poder determinar-se o efeito do teor de boro e azoto no comportamento à fluência. O teor de azoto é mais baixo que o estipulado de modo a evitar a formação de nitretos de boro.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	B	N
TA1	0.12	0.29	0.52	0.001	0.001	9.06	1.01	0.20	0.069	0.005	0.003
TA2	0.12	0.31	0.52	0.002	0.001	9.07	1.01	0.21	0.070	0.010	0.003
TA3	0.12	0.29	0.52	0.001	0.001	9.01	1.01	0.21	0.070	0.014	0.003
TA4	0.12	0.30	0.51	0.001	0.001	9.04	0.99	0.21	0.071	0.011	0.010
TA5	0.12	0.29	0.51	0.001	0.01	9.01	0.98	0.21	0.070	0.010	0.028

Figura 5.16 – Composição química das amostras correspondentes aos testes de fluência.

Foram realizados testes de fluência para o material base a 600ºC e 140 MPa indicando-se os resultados na figura 5.17. A média de resistência à rotura por fluência corresponde a 3000h para as condições estabelecidas [80]. A composição química correspondente à amostra TA5 apresenta os melhores resultados de resistência à fluência, que podem ser justificáveis devido à formação de precipitados correspondentes a nitretos de vanádio.

Nos ensaios realizados na ZTA para as mesmas condições de tensão e temperatura, a amostra correspondente à TA5 é aquela que apresenta os piores resultados no comportamento à fluência.

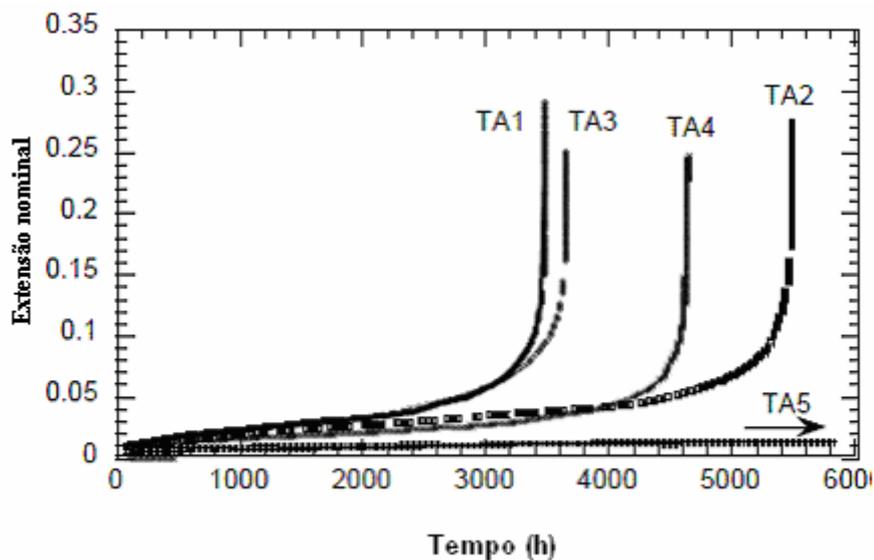



Figura 5.17 – Testes de fluência realizados ao material base [80].

Uma análise micrográfica mostrou uma grande quantidade de precipitados coalescidos de nitretos de boro. Pode-se concluir que, para este caso, o efeito do boro não é eficaz nos casos em que o teor de azoto é elevado. Nesta situação, os valores superiores de resistência à fluência correspondem à amostra TA3.

Com o objectivo de se obter uma solução intermédia para os dois casos, considera-se teores de boro iguais a 0,01% para teores de azoto inferiores a 0,01%

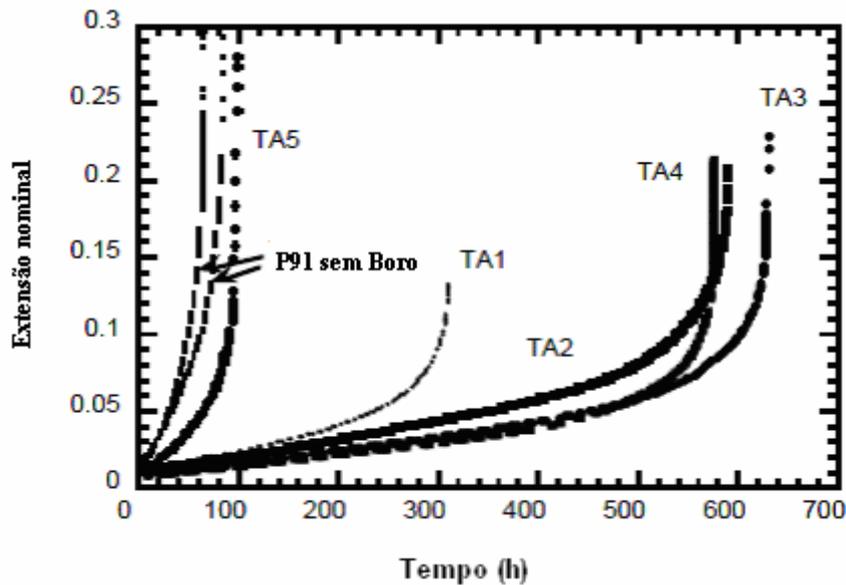



Figura 5.18 – Testes de fluência realizados à zona termicamente afectada [80].

5.6 Ensaios Não Destrutivos

Com o objectivo de avaliar a integridade das soldadura e materiais base durante o fabrico de componentes, é frequente a utilização de processos de inspecção designados por Ensaios Não Destrutivos (END) uma vez que a sua utilização não implica a degradação do componente a inspeccionar.

As técnicas de Ensaios Não Destrutivos visam analisar eventuais descontinuidades , que podem ser consideradas como defeitos caso excedam as dimensões e formas definidas como rejeitáveis pela especificação, código ou norma aplicável.

Relativamente à sua capacidade de detecção estes ensaios podem ser classificados do seguinte modo [81]:

- Ensaios Volumétricos – permitem avaliar todo o volume da peça (Radiografia e Ultra-Sons);
- Ensaios Subsuperficiais – permitem avaliar parte da peça (Partículas Magnéticas);
- Ensaios Superficiais – Permitem avaliar apenas a superfície da peça (líquido penetrantes).

5.6.1 Líquidos Penetrantes

Este método aplica-se na detecção de descontinuidades superficiais em materiais não porosos. Este método consiste na aplicação de um líquido penetrante colorido à superfície a inspeccionar e que por capilaridade preenche as descontinuidades que eventualmente possam existir. O líquido penetrante permanece algum tempo na superfície da peça sendo posteriomente removido o seu excesso. A aplicação de uma suspensão de partículas sólidas muito finas, denominada por líquido revelador, sobre a peça a inspeccionar vai absorver o líquido surgindo assim a descontinuidade à superfície da peça.

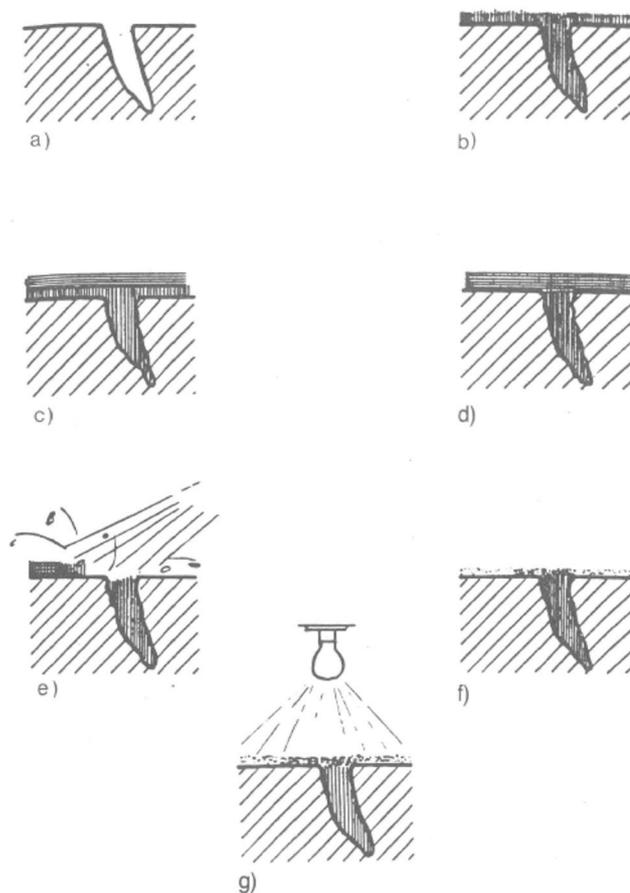



Figura 5.19 – Resumo do método de inspecção por líquidos penetrantes [81].

5.6.2 Magnetoscopia

Este método de ensaio permite a detecção de descontinuidades superficiais ou subsuperficiais em peças de materiais ferromagnéticos. O ensaio é baseado no princípio de que uma descontinuidade existente numa peça que atravesse as linhas de força do campo magnético origina o aparecimento de pólos norte e sul que vão atrair as partículas magnéticas originando uma indicação da descontinuidade na peça (ver figura 5.20).

Este método é aplicado em quatro etapas:

- Magnetização da peça;
- Aplicação de partículas magnéticas;
- Inspecção;
- Desmagnetização.

As peças a ensaiar devem ser submetidas a um operação de limpeza inicial antes da operação de magnetização que, incluem habitualmente, a limpeza alcalina, desengorduramento por vapor de solventes e os métodos mecânicos.

No final da operação de inspecção as peças são limpas se os resíduos dos materiais magnéticos influenciarem a utilização posterior da peça.

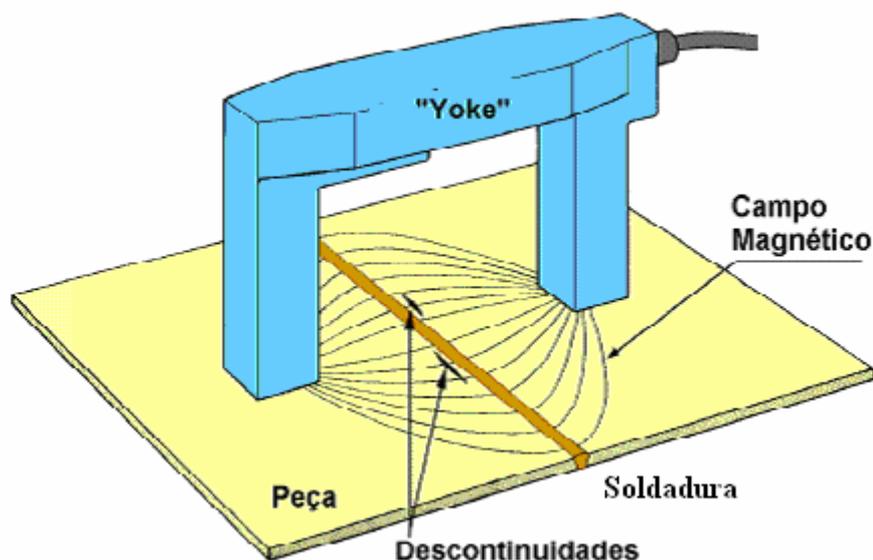



Figura 5.20 – Indicação existente detectada pelo método de ensaio por partículas magnéticas [82]

5.6.3 Métodos radiológicos

Este método de END utiliza a radiação para penetrar a soldadura permitindo avaliar a sua condição interna. A soldadura é exposta à radiação penetrante por via de fotões ou isótopos emitidos[13], absorvidos por uma película radiográfica, na qual é registada a imagem do seu interior.
O filme radiográfico é composto à base de um polímero, revestido com cristais de brometo de prata de granulometria variável[14]. A emulsão do brometo de prata é sensível à radiação assim como um filme fotográfico é sensível à luz.
A revelação, processo químico do filme, converte a imagem produzida, pela exposição da radiação na emulsão a uma imagem permanente e visível.
O processo radiográfico está dependente da quantidade de massa representada pelo metal (a qual se encontra associada à espessura e tipo de aço da tubagem) e da energia da fonte de radiação. Neste ensaio podem ser utilizados dois tipos de fontes de radiação:

- Fontes de radiação X

  Uma radiação X resulta do impacto de electrões animados de uma determinada energia cinética contra um alvo metálico. A produção de raios X pode ser definida como sendo de baixa ou alta energia. As radiações de baixa energia são aquelas cujo valor é inferior 400 Kev.(Kilo-electrões-volt).

- Fontes de radiação γ

  A radiação γ tem origem no núcleo de certos elementos radiactivos, e provêem da desintegração espontânea desses núcleos atómicos. No quadro da tabela 5.1, estão representados alguns isótopos utilizados neste tipo de ensaio radiográfico.

	Isótopos		
	Cobalto 60	Irídio 192	Túlio
Período de meia vida[15]	5,3 Anos	74 dias	129 dias
Aplicação	50 a 150mm	10 a 100mm	2 a 12 mm

Tabela 5.2 – Fontes de radiação gama para os isótopos utilizados

[13] No caso da radiografia são emitidos raios X de energia menor ou igual a 400 KeV. No caso da gamografia são emitidos isótopos radioactivos.
[14] Um filme de grão grosso é utilizado para reduzir o tempo de exposição, enquanto que um filme de grão fino proporciona melhor definição.
[15] Período de meia vida – A forma mais usual de exprimir a velocidade de desintegração radioactiva dos isótopos.

A interpretação da radiografia envolve a identificação de imagens resultantes das várias áreas claras e escuras. As áreas mais escuras representam as partes de maior penetração da soldadura[16], enquanto que as regiões mais claras representam as áreas de mais difícil penetração. A interpretação é normalmente executada numa sala escura (com luz fraca indirecta).

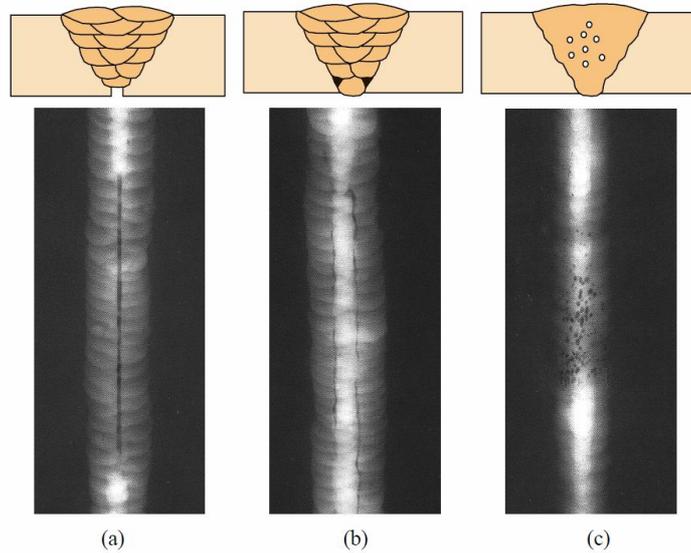



Figura 5.21 – Radiografia de juntas de soldadura: a)Falta de penetração, b)inclusão de escória e c) porosidade agrupada [82].

A qualidade do filme radiográfico, tem como parâmetro base um Indicador de Qualidade de Imagem (IQI), colocado sobre o filme a radiografar, para posterior análise dimensional das indicações ou defeitos.

Figura 5.22 – IQI de arame DIN 54109 [81]

[16] Zonas onde se concentram a existência de indicações ou defeitos.

5.6.4 Ultra – Sons

Esta técnica consiste na aplicação de ondas sonoras de alta-frequência num material que constitui a peça a ensaiar, as quais vão reflectir ao incidir numa superfície de separação de dois meios com características acústicas diferentes, como por exemplo, a superfície de uma descontinuidade. Estas reflexões recebidas permitem detectar e localizar na peça os reflectores, através do conhecimento do tempo de percurso, velocidade de propagação do som e ângulo de emissão.

Com recurso a um ecrã digital para visualização da informação referente ao ensaio, este é normalmente realizado pela emissão de ondas longitudinais (feixe direito) ou com ondas de corte (feixe angular). As frequências mais utilizadas variam entre 1 a 5 Mhz, com feixes de som a ângulos de 0º, 45º, 60º e 70º cuja referência é a perpendicular à superfície do material.

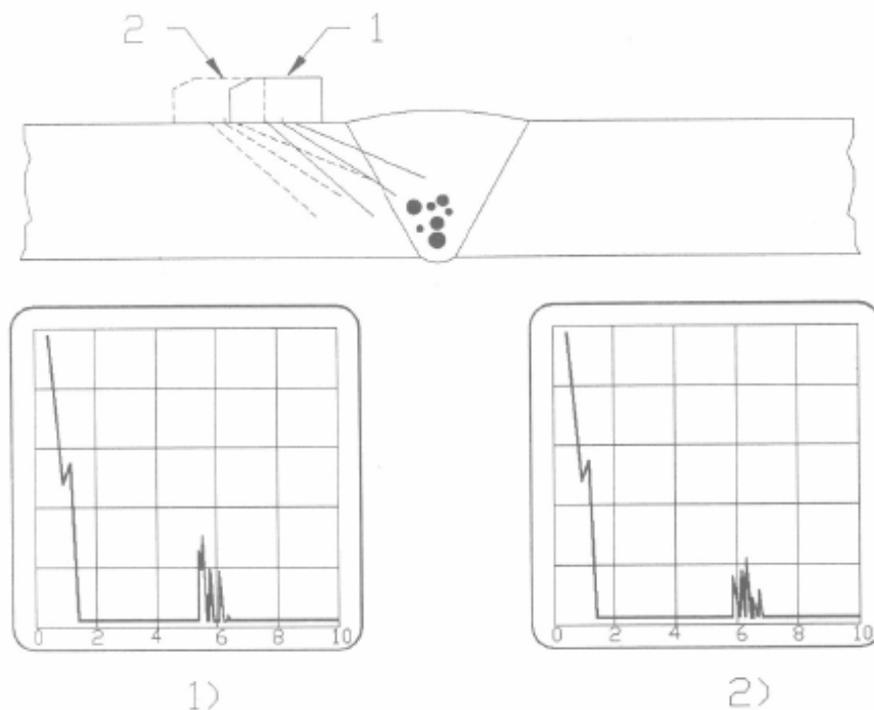



Figura 5.23 – Realização de ensaio por ultra – sons [81].

6 DADOS EXPERIMENTAIS OBTIDOS

6.1 Introdução

Tendo em consideração a durabilidade dos ensaios de fluência, optou-se por efectuar para este estudo uma recolha de dados provenientes de ensaios realizados nos últimos 15 anos em vários projectos onde o ISQ (Instituto de Soldadura e Qualidade) participou.
A recolha de dados englobou resultados provenientes de ensaios efectuados no material base e juntas de soldadura correspondentes ao aço P91 [83].

6.2 Ensaios efectuados no material base

Os aços sobre o quais foram recolhidos os dados são provenientes de dois fabricantes, cujos certificados estavam de acordo com os códigos ASTM/ASME. No entanto, de modo a garantir esta conformidade, efectuou-se um conjunto de ensaios ao material base, cujos resultados se encontram disponíveis nos anexos deste trabalho. Estes ensaios corresponderam ao seguinte:

- Ensaios de tracção e impacto;
- Composição química;
- Ensaios de dureza;
- Análise de microestrutura;
- Ensaios de fluência uniaxiais.

6.2.1 Ensaios de tracção e impacto

Os resultados destes ensaios encontram-se descritos na tabela A.1 dos anexos. Ambos os materiais cumprem os requisitos ASTM/ASME correspondentes ao aço P91. Considerando a norma EN 10216-2 (2002) para tubos e a norma EN 10028-2 (2003) para chapa, os resultados obtidos encontram-se igualmente dentro dos parâmetros definidos.

6.2.2 Composição química

Os resultados relativos à composição química dos aços estão em consonância com os requisitos ASME/ASTM, EN 10216-2 (2002) e 10028-2 (2003). A composição química dos mesmos encontra-se na tabela A.2 dos anexos.

6.2.3 Ensaios de dureza

Relativamente ao tubo utilizado nos ensaios, os valores de dureza estavam compreendidos entre 210 e 220 HV5. Para a chapa, foram encontrados valores compreendidos entre 220 e 225 HV5.

6.2.4 Análise da microestrutura

As análises de microestrutura foram feitas recorrendo-se à microscopia óptica e microscopia electrónica de transmissão[17] (TEM).
A microestrutura dos aços utilizados nos ensaios é composta por martensite com distribuição de precipitados na matriz.
A microestrutura dos tubos é bastante homogénea ao longo da espessura. Relativamente à chapa de 20 mm, é visível a presença de ferrite delta a meia espessura, assim como alguma heterogeneidade no grão como mostra a figura A.1 dos anexos. Uma vez que a chapa foi produzida mediante processos de vazamento contínuo[18], estas segregações são consideradas como inevitáveis.

6.2.5 Ensaios de fluência uniaxiais

Na tabela A.3 dos anexos encontram-se os resultados destes ensaios, que foram efectuados na chapa de 20 mm de espessura, com tensões de 75 e 100 MPa, para variações de temperatura entre 625 e 700ºC.
Relativamente aos ensaios realizados a temperatura constante, estes foram executados às temperaturas de 600 e 625ºC, para uma gama de valores de tensão entre 80 e 160 MPa.

6.3 Ensaios efectuados em juntas de soldadura

Para a execução das chapas e tubos de ensaio, foram utilizados os processos de soldadura SER (111/SMAW), TIG(141/GTAW) e SAS (121/SAW).
Nas peças de ensaio em chapa foram aplicados os processos de soldadura SER e SAS . No tubo de Ǿ 159x20 mm aplicaram-se os processo de soldadura TIG e SER. As juntas de soldadura foram submetidas aos seguintes ensaios:

- Ensaios de tracção, dobragem e impacto;
- Ensaios não destrutivos;
- Ensaios de dureza;

[17] Na literatura Anglo-saxónica refere-se TEM (Transmission Electron Microscopy).
[18] Na literatura Anglo-saxónica refere-se *Continuous casting.*

- Análise de microestrutura;
- Ensaios de fluência uniaxiais;
- Ensaios de fluência multiaxiais.

6.3.1 Ensaios de tracção, dobragem e impacto

Os ensaios de tracção de rotura apresentaram valores entre 669 e 742 MPa, cumprindo os requisitos definidos para este aço. Não foram registados defeitos após dobragem das amostras de ensaio a 180º.

Os resultados dos ensaios de impacto (Charpy V) efectuados nas juntas de soldadura à temperatura de 20 ºC evidenciaram que os valores de tenacidade ao entalhe correspondentes aos processos SER e SAS são bastante reduzidos (10-20J) após aplicação dos tratamentos térmicos iniciais (750 ºC/2h para SER e 760ºC/2h para SAS).

Após a execução de ensaios ao material depositado, constatou-se que os consumíveis utilizados não possuíam níquel, sendo esta a razão dos valores de tenacidade inaceitáveis. Para o caso da soldadura da chapa pelo processo de eléctrodos revestidos, foi aplicado um novo tratamento térmico a 760ºC/2h, obtendo-se valores de tenacidade de 45 J.

Para o caso da soldadura por arco submerso, efectuou-se um novo tratamento a 780ºC obtendo–se valores de tenacidade de 48 J.

6.3.2 Ensaios não destrutivos

Tendo em consideração a possibilidade da existência de indicações nas juntas de soldadura, que mediante as suas dimensões podem ser consideradas como defeitos e comprometer seriamente os resultados dos diversos ensaios de fluência, são efectuados um conjunto de ensaios não destrutivos.

Os tubos e chapas de ensaio, para além do ensaio visual, foram sujeitos a ensaios de partículas magnéticas, ensaio de radiografia e ultra-sons.

6.3.3 Microestrutura

A figura 6.1 mostra uma macrografia (para identificação das zonas) correspondente à junta de soldadura efectuada no tubo de 20 mm de espessura, à qual foi aplicado um tratamento térmico a 750 ºC durante 2 horas. A microestrutura da figura 6.2 representa a zona da ZTA onde existiu refinamento de grão, que corresponde à zona típica de aparecimento de fissuração tipo IV.

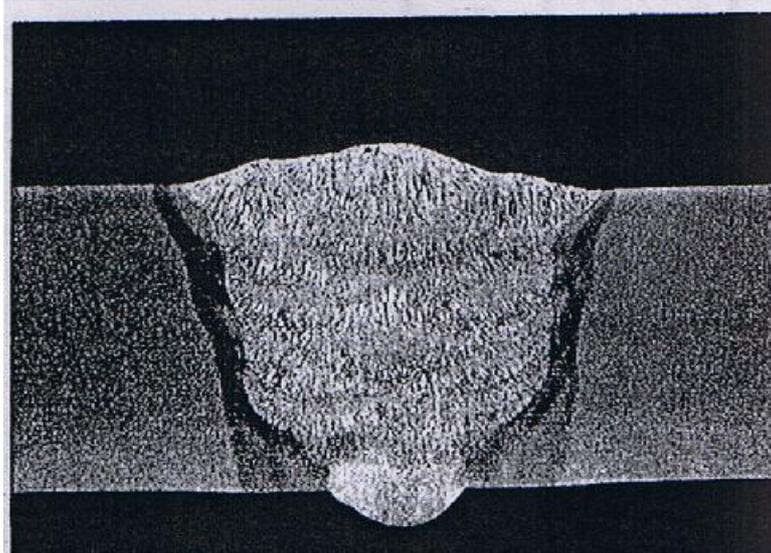



Figura 6.1 – Junta com tratamento térmico a 750 ºC-2h após soldadura.

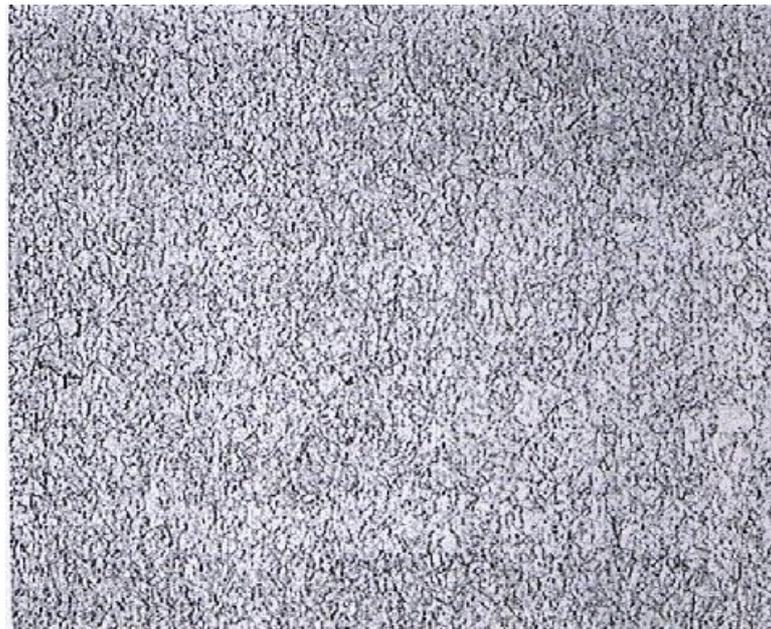



Figura 6.2 – ZTA correspondente à zona onde existiu refinamento de gão.

A figura 6.3 representa outra junta em que o tratamento térmico após soldadura consistiu na execução de um tratamento a 1050 ºC durante uma hora, seguido de um outro a 750 ºC com igual duração.

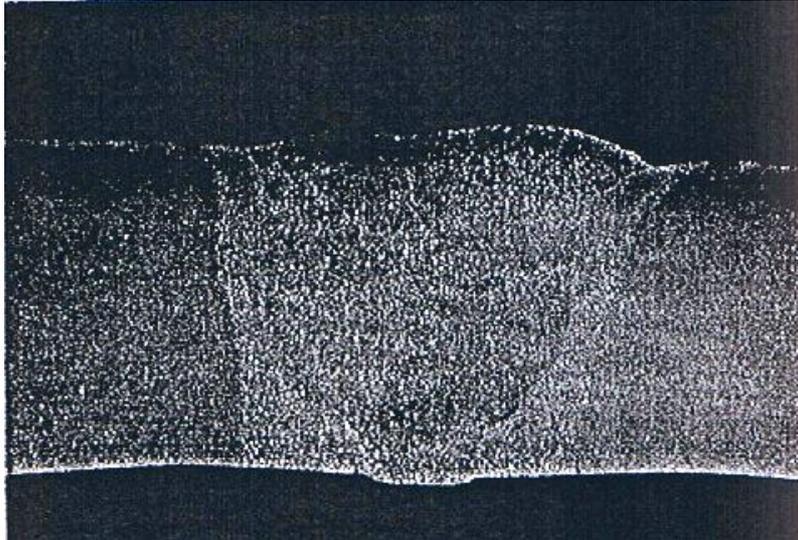



Figura 6.3 – Junta com Tratamento térmico a 1050 ºC/1h + 750 ºC/1h.

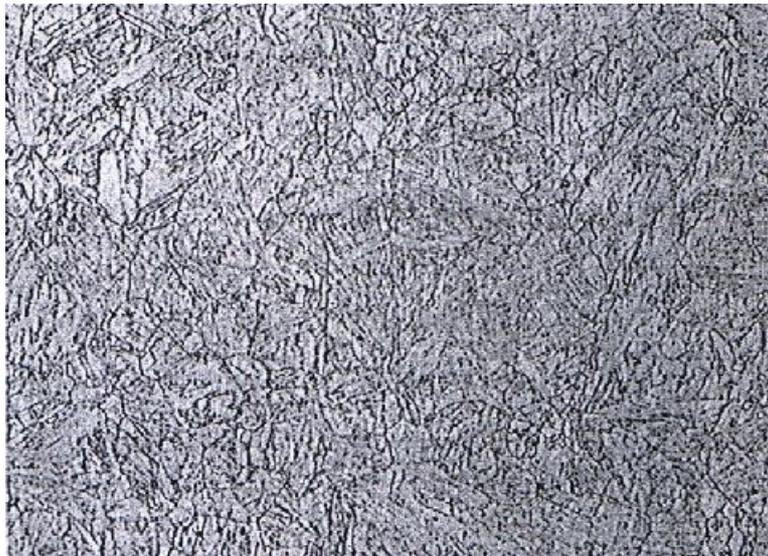



Figura 6.4 – ZTA onde existiu refinamento de grão após soldadura.

Em todas as juntas de soldadura efectuadas, com excepção da junta em que foi aplicado tratamento térmico de normalização e revenido, as mesmas zonas de microestrutura podem ser distinguidas através do uso de microscopia óptica:

- Material base (MB);
- Zona de grão fino da ZTA (GFZTA);
- Zona de grão coalescido da ZTA (GCZTA);
- Zona de grão fino e coalescido no material depositado (MD).

As juntas de soldadura que foram sujeitas a tratamentos térmicos de normalização seguidas de um revenido a 600 ºC e 650 ºC[19] apresentavam uma microestrutura semelhante ao caso anterior.
Apenas a junta em que foi aplicado um tratamento térmico de normalização e revenido após soldadura apresentava uma microestrutura diferente, podendo ser descrita da seguinte maneira:

- Material base com grão fino, cujo tamanho se manteve inalterável;
- Estrutura de grão fino semelhante ao material base, ligeiramente coalescido. Este tamanho de grão é, no entanto, claramente superior quando comparado com a estrutura de grão fino existente na ZTA da junta em que foi efectuado o tratamento térmico convencional;
- Material de adição com estrutura de grão fino e coalescido que, em média, é mais fino que o observado no tratamento térmico convencional.

Em algumas soldaduras, foram encontrados vestígios de ferrite delta no material depositado. Isto sucedeu nas soldaduras executadas em arco submerso, encontrando-se valores até 5%.

6.3.4 Ensaios de dureza

A soldadura efectuada pelo processo de eléctrodos revestidos no tubo de 20 mm de espessura foi sujeita a um registo de valores de dureza ao longo da junta, após diferentes tratamentos térmicos antes e após soldadura. Estes valores encontram-se representados na figura A.2.
A dureza encontrada no material depositado (tabela A.4 e A.5) foi sempre inferior a 300 HV10, em que os valores mais elevados aparecem no material depositado e junto à linha de fusão do material base. A dureza do material base varia entre 215HV10 a 240HV10. A dureza na zona de grão fino da ZTA varia entre 195HV10 a 235HV10.
Os valores de dureza têm um decréscimo compreendido entre 10 a 20 HV10 entre a zona de grão fino e a zona do material base. Apenas em três casos isso não se verificou:

- Soldadura 1D, que foi sujeita a tratamento térmico de normalização e revenido;
- Soldadura 6 e 7, em que o tratamento térmico correspondeu a temperaturas de 600 a 650 ºC.

[19] Na literatura Anglo-saxónica este tratamento térmico designa-se por *halftempering*

6.3.5 Ensaios de fluência uniaxiais

Estes ensaios foram executados entre 100 e 75 MPa, para um intervalo de temperaturas compreendido entre 600 e 700 ºC. Nestas condições obtiveram-se tempos até à rotura entre 60 e 10.000 horas.

Os resultados destes ensaios encontram-se descritos nas tabelas A.6 e A.7 dos anexos. Os testes de fluência executados a temperatura constante foram realizados à temperatura de 600 ºC para uma variação de tensões compreendida entre 60 e 150 MPa (tabela A.8 dos anexos).

No gráfico da figura 6.5 podemos observar duas rectas representativas dos ensaios uniaxiais efectuados no material base e juntas de soldadura para uma temperatura de 600 ºC.

Os valores correspondentes ao material base são retirados da tabela A.3. Para a junta de soldadura, os valores do gráfico são retirados da tabela A.8.

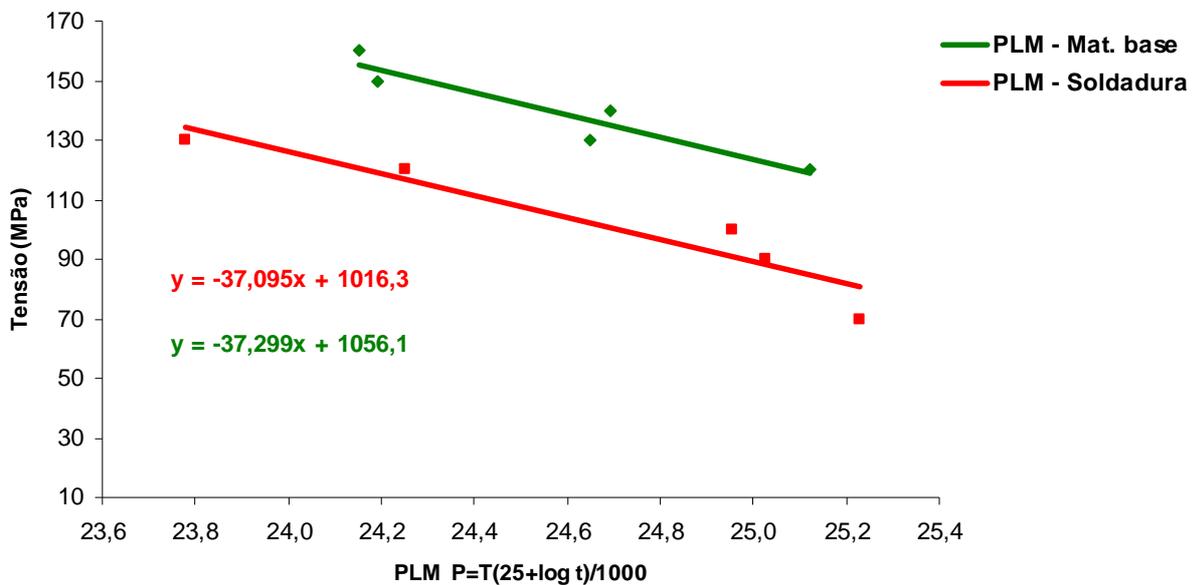



Figura 6.5 – Tempos de rotura resultantes de ensaios de fluência uniaxiais correspondentes à chapa de ensaio de 20 mm de espessura (T = 600 ºC).

Relativamente ao valor da constante C do Parâmetro de Larson-Miller, é utilizado neste trabalho o valor C=25 [84]. Através das equações do gráfico, é possível extrapolar o valor correspondente ao PLM. Considerando uma tensão de 80 MPa e uma temperatura de 600 ºC, são obtidos valores de PLM respectivamente de 26,17 e 25,24. A estes valores correspondem tempos de rotura de 93645 horas para o material base e 8082 horas para a junta de soldadura.

A junta de soldadura correspondente à figura 5.15 (capítulo 5) que teve rotura em serviço, esteve sujeita às mesmas condições de tensão e temperatura (80 MPa e 600ºC). Para este caso, a falha por

fluência surgiu após 12414 h de serviço. Em ambos os casos, a fissuração localizou-se na zona de grão fino da ZTA.

Considerando as juntas de soldadura, para valores de tempo de rotura iguais a 10^5 h, é obtido através da equação de PLM um valor igual a 26,19 para uma temperatura de 600 ºC. A partir da equação do gráfico, este valor de PLM vai corresponder a uma tensão máxima admissível igual a 44,6 MPa.

No gráfico da figura 6.6, são comparados, para as mesmas condições de ensaio, os tempos de rotura correspondentes aos processos de soldadura SER e SAS.

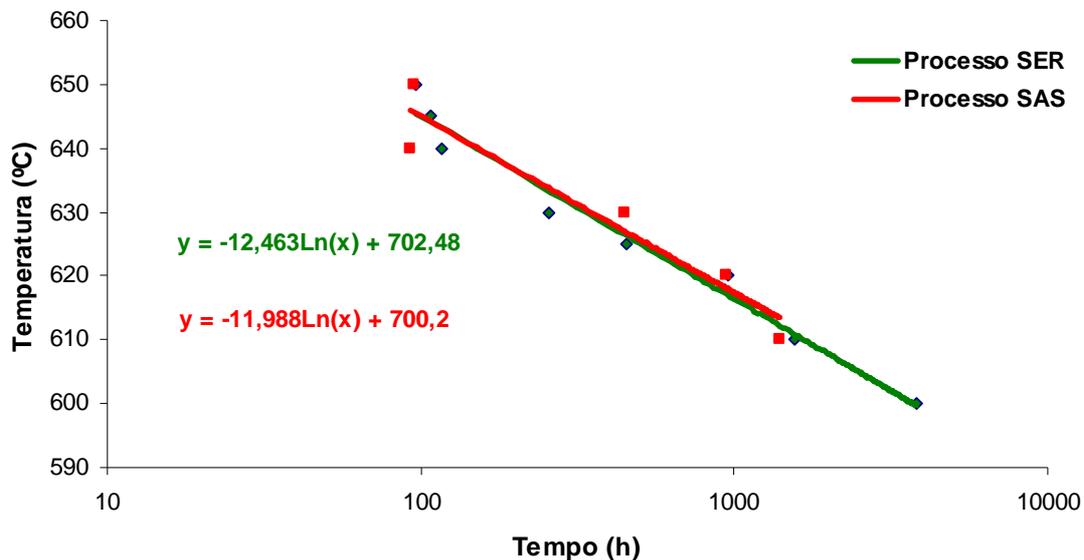



Figura 6.6 – Tempos de rotura considerando os processos de soldadura SER e SAS (Tensão=100 MPa).

Os valores apresentados foram retirados da tabela A.7 dos anexos. Pode verificar-se que não existe variação significativa de valores de tempos de rotura à fluência entre estes processos de soldadura. Para um tempo de rotura igual a 10^5 horas obtém-se, através das equações do gráfico, valores de temperatura máximos iguais a 559 ºC para o processo SER e 562 ºC para o processo SAS.

Considerando-se a variação dos parâmetros de tratamento térmico aplicados após soldadura, é feita a comparação entre os diversos valores utilizados, com o intuito de averiguar a sua influência nos tempos de rotura à fluência. Os valores do gráfico da figura 6.7 foram retirados da tabela A.6.

Considerando um tempo de rotura igual a 10^5 horas, de acordo com as equações do gráfico, as temperaturas máximas admissíveis para uma tensão de 100 MPa, são as seguintes:

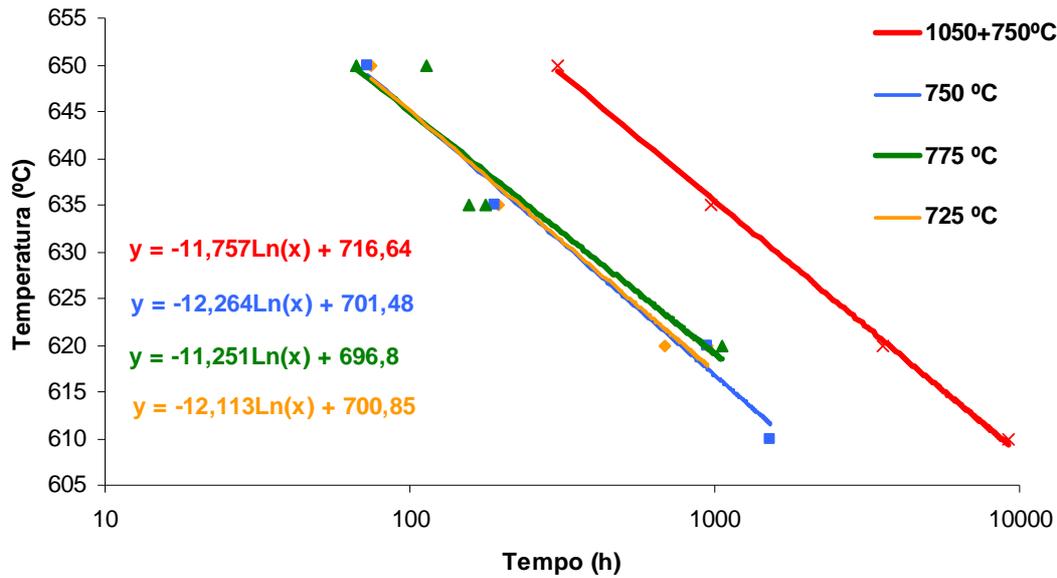



Figura 6.7 – Tempo de rotura para diferentes temperatura de patamar de tratamento térmico após soldadura. (Tensão=100 MPa).

- Normalização a 1050 ºC e revenido a 750ºC: **581 ºC;**
- Tratamento térmico a 775ºC: **567 ºC;**
- Tratamento térmico a 750ºC: **560 ºC;**
- Tratamento térmico a 725 ºC: **561 ºC.**

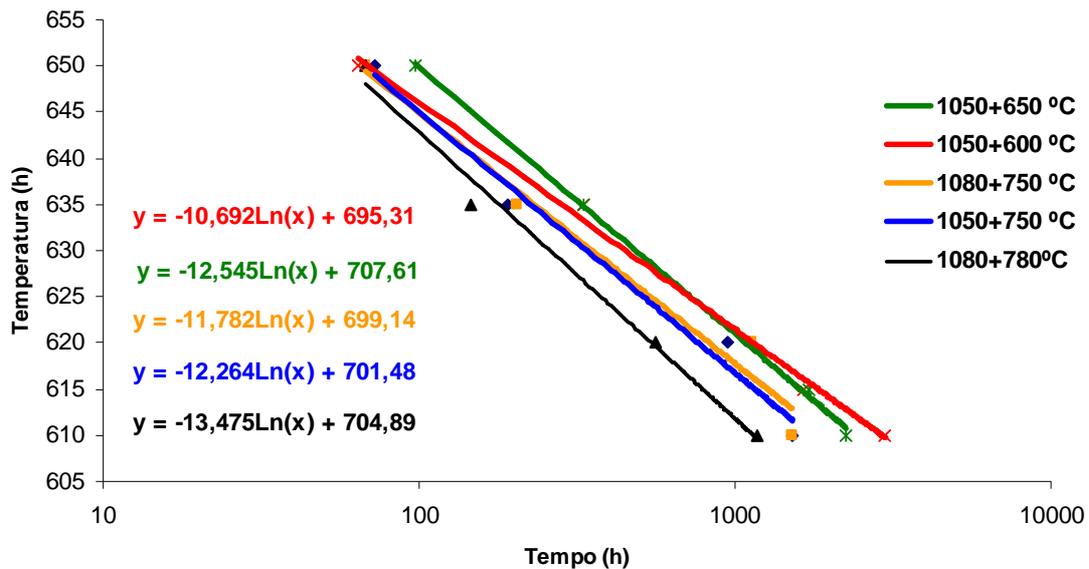



Figura 6.8 – Tempo de rotura considerando diferentes temperaturas de normalização e revenido efectuados antes da soldadura (Tensão=100 MPa).

Na figura 6.8 estão representados os tempos de rotura para diferentes parâmetros de tratamento térmico de normalização e revenido, efectuados no material base antes da soldadura. Para um tempo de rotura igual a 10^5 h, de acordo com as equações do gráfico, são obtidos os seguintes valores de temperatura máxima de utilização:

- Normalização a 1080 ºC e revenido a 780 ºC: **549,8 ºC;**
- Normalização a 1080 ºC e revenido a 750 ºC: **563,5 ºC**;
- Normalização a 1050 ºC e revenido a 750 ºC: **560,3 ºC;**
- Normalização a 1050 ºC e revenido a 650 ºC: **563,2 ºC;**
- Normalização a 1050 ºC e revenido a 600 ºC: **572,2 ºC.**

6.3.6 Ensaios de fluência multiaxiais

Para este ensaio foi utilizado um colector com duas tubuladuras como mostra a figura 6.9. Cada uma das tubuladuras esteve sujeita a tratamentos térmicos diferentes após soldadura. A tubuladura A foi submetida a um tratamento térmico após soldadura de 750 ºC e a tubuladura B foi sujeita a um tratamento térmico de normalização e revenido.

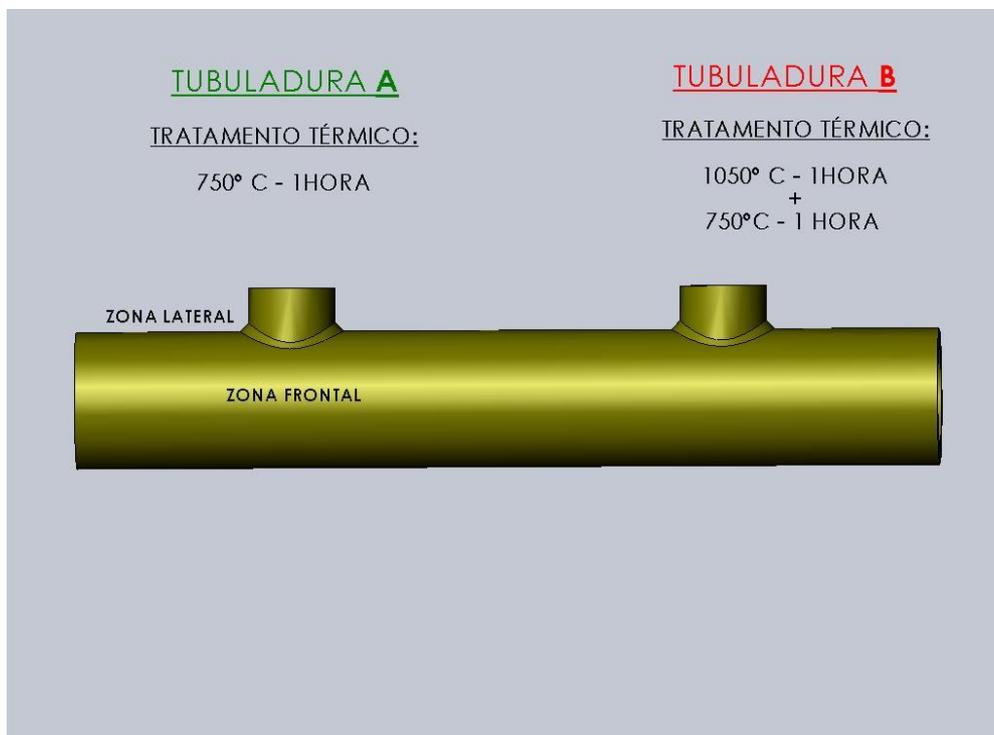



Figura 6.9 – Esquema do colector utilizado nos ensaios multiaxiais efectuados em 2 tubuladuras (T=600 ºC e P=153 bar).

Este componente foi monitorizado durante o ensaio do seguinte modo:

- Colocação de termopares no corpo do colector e tubuladuras;
- Colocação de pinos de fluência[20] no corpo do colector e tubuladuras, de modo a determinar alterações dimensionais de diâmetro;
- Pequenos furos espaçados de 50 mm no colector e tubuladuras, para medição de deformações localizadas.

O objectivo inicial definido para este ensaio, era obter-se para uma temperatura de 600 ºC uma tensão constante de 120 MPa.

Para que isto suceda, foi determinado através de cálculo que era necessário submeter o colector a uma pressão interna igual a 153 bar.

Na junta A, que recebeu tratamento térmico convencional após soldadura, a rotura deu-se ao fim de 3535 h para as condições de ensaio de 600 ºC e 153 bar. A junta B, que esteve sujeita a um tratamento térmico de normalização e revenido, entrou em rotura ao fim de 5563 h. Em ambos os casos a rotura esteve localizada na zona lateral da tubuladura.

Os valores correspondentes às medições de deformação (diâmetro) no corpo do colector e tubuladuras estão referenciados nas figuras A.4 e A.5. Destes resultados pode verificar-se que:

- A deformação apresenta valores superiores nas secções das tubuladuras e, até às 3500 h (momento em que a tubuladura B teve a rotura), os valores de deformação entre ambas são semelhantes;

- A deformação nas tubuladuras é em média, duas vezes superior quando comparada com a deformação no corpo do colector.

A evolução microestrutural foi avaliada através do recurso a réplicas metalográficas durante o decorrer dos ensaios. Nas análises efectuadas às 1000 horas de funcionamento não foram detectados microvazios. Após 2000 horas, a tubuladura A apresentava um numero de microvazios superior (Classe 4) comparado com a tubuladura B (classe 2).

---

[20] Na literatura Anglo-Saxónica são designados como *"creep pips"*.

A maior parte dos danos de fluência estavam localizados no material depositado e ZTA correspondente à zona da tubuladura.

Após 3500 horas, a tubuladura A já apresentava fissuração visível (classe 5) dando-se a rotura às 3535 horas. No caso da tubuladura B, apenas foi encontrada degradação de classe 4 após 4100 horas, ocorrendo a rotura às 5563 horas. Os dados referentes à degradação por fluência estão descritos na figura A.6 dos anexos.

7 DISCUSSÃO

Este trabalho teve como objectivo estudar a influência que os processos de soldadura e tratamento térmico têm nas características mecânicas das juntas de soldadura e, em particular, no comportamento a alta temperatura. Pretendeu-se com esta análise conhecer as causas e encontrar soluções que permitam a resolução de problemas específicos no projecto e fabricação de componentes para pressões e temperaturas elevadas, *e.g.* colectores de vapor sobreaquecido e tubos associados.

A recolha de dados relativa aos ensaios de tracção e ensaios de impacto realizados no material base e juntas de soldadura permitiram evidenciar que, em ambas as situações, os valores obtidos estavam de acordo com os requisitos ASTM/ASME e Normas Europeias.
Tendo em consideração a análise de composição química efectuada ao material de base, esta estava igualmente em conformidade com o definido pelos requisitos ASTM/ASME e Normas Europeias.

As análises efectuadas à microestrutura do material base, evidenciaram a existência de uma estrutura martensítica com distribuição de precipitados na matriz que corresponde ao expectável para este tipo de aço.
No caso das juntas de soldadura, a microestrutura existente deve-se ao ciclo térmico proveniente da soldadura e tratamentos térmicos aplicados posteriormente. Para este caso, foi possível identificar duas situações distintas:

- Juntas de soldadura com tratamento térmico compreendido entre os 725 e 780 ºC;

  Nesta situação foi possível identificar na ZTA uma zona de grão coalescido na linha de fusão que corresponde à zona que atingiu temperaturas acima de Ac_3. Este valores de temperatura foram suficientes para que existisse a dissolução completa dos precipitados na matriz austenítica, permitindo assim a coalescência do grão austenítico.

  Conjuntamente com o material de adição, esta corresponde à zona após soldadura onde são registados os valores de dureza mais elevados, devido ao facto desta zona ser totalmente martensítica (não existência de precipitados na matriz).

  Próximo desta zona de grão coalescido, é identificada uma zona de grão fino onde se verifica a existência de coalescimento de precipitados. Embora esta zona tenha atingido temperaturas acima de Ac_3, esta temperatura não é suficiente para que os precipitados sejam dissolvidos na sua totalidade na matriz austenítica e, devido a isso, vão impedir o

crescimento do grão austenítico dando origem a uma zona de grão fino. A inexistência de dissolução completa dos precipitados na matriz austenítica e o coalescimento dos mesmos são a principal justificação para que nesta zona se encontrem os valores de dureza de menor valor.

A aplicação do tratamento térmico após soldadura nas temperaturas acima indicadas vai permitir a precipitação de carbonetos e nitretos nas zonas da junta de soldadura correspondentes ao material depositado e grão coalescido da ZTA. A zona de grão fino da ZTA permanece praticamente inalterável devido ao facto de o valor de temperatura do tratamento térmico estar abaixo de $Ac_{1,}$ não permitindo, por isso, a dissolução dos precipitados coalescidos aí existentes.

- Juntas de soldadura com tratamento térmico de normalização a 1050 ºC e revenido a 750 ºC.

  Para esta situação a ZTA apresenta diferenças relativamente ao caso anterior, uma vez que o tamanho de grão da junta é mais homogéneo.

  O tratamento térmico de normalização com valores acima de Ac_3 vai permitir a dissolução na matriz austenítica de todos os precipitados. O arrefecimento rápido característico deste tratamento vai fazer com que toda a junta de soldadura fique com uma estrutura totalmente martensítica após arrefecimento. A aplicação do tratamento térmico de revenido após normalização vai permitir o aparecimento de precipitados na matriz martensítica.

  Com a aplicação de um tratamento de normalização e revenido, os valores de dureza apresentam uma menor variabilidade na junta de soldadura como se pode observar na tabela A.4 dos anexos. Esta menor variação deve-se ao facto de o tratamento térmico de normalização permitir a dissolução completa dos precipitados que não foram dissolvidos durante a operação de soldadura.

Efectuando-se uma comparação entre os ensaios de fluência realizados em juntas soldadas e material de base, é evidente a diferença de tempos de rotura para ambas as situações. Para as condições de tensão igual a 80 MPa e temperatura de 600 ºC, a junta de soldadura teve um tempo de rotura inferior em cerca de 10 vezes, quando comparada com o tempo de rotura do material base.

Relativamente aos resultados dos ensaios de fluência uniaxiais, foi possível constatar duas situações distintas:

- Para os ensaios realizados no intervalo de tensões de 100 a 120 MPa, com variação de temperatura entre os 600 e 650 ºC, o aparecimento de fissuração esteve quase sempre associado à zona da ZTA onde existiu refinamento de grão (GFZTA). A única excepção correspondeu à junta que foi sujeita a um tratamento térmico de normalização e revenido, cuja rotura surgiu no material base;

- Para os ensaios realizados com valores de tensão igual a 150 MPa, e temperatura igual a 600 ºC, a rotura deu-se no material base.

Para estas duas situações, parecem estar presentes mecanismos de degradação por fluência diferentes.
No caso da rotura por fluência que surgiu na zona de GFZTA, estiveram presentes mecanismos de degradação de fluência por difusão. Para estes casos em que a tensão esteve abaixo dos 120 MPa, a deformação das peças de ensaio nunca foi superior a 7%.
Este modo de degradação está relacionado com o aparecimento de microvazios que surgem nos limites de grão com uma direcção normal à tensão aplicada. O fluxo de átomos ocorre das regiões com tensões locais de compressão para regiões com tensões locais de tracção. Em sentido contrário, ocorre um fluxo de lacunas. Este trajecto de átomos é facilitado, uma vez que nesta zona o tamanho de grão é refinado existindo assim um menor trajecto a percorrer. Isto pode ser comprovado pelas equações correspondentes aos mecanismos de difusão de Nabarro-Herring e Coble, em que a deformação aumenta com a diminuição do tamanho de grão (ver equações 2.8 e 2.9 do capítulo 2).
Com o aumento do número e dimensão dos microvazios, a secção resistente vai diminuindo e consequentemente a tensão aplicada aumenta.

Para os ensaios em que foram aplicados valores de tensão iguais a 150 MPa a deformação das peças de ensaio de fluência atingiram valores na ordem dos 18%. Para esta situação, o mecanismo de fluência preponderante é devido ao escorregamento e trepa das deslocações. Como referido anteriormente, o escorregamento das deslocações é responsável pela maior parte da deformação, enquanto a trepa para ultrapassar os obstáculos discretos determina a velocidade média das deslocações.

Nestes ensaios foram aplicados diversos processos de soldadura e, mediante os resultados obtidos, pode afirmar-se que a sua influência no que corresponde ao tempo de rotura por fluência, é praticamente nula. Isto apesar de o processo SAS ser um processo de entrega térmica superior

quando comparado com o processos TIG e SER, que se traduz em velocidades de arrefecimento inferiores.

A variação de valores de temperatura de patamar no que corresponde ao tratamento térmico convencional entre 725 ºC e 780 ºC não se traduz em diferenças significativas de tempos de rotura à fluência.

Apenas a junta de soldadura que foi sujeita a um tratamento térmico de normalização e revenido após soldadura apresenta acréscimos consideráveis em termos de comportamento à rotura por fluência.

A aplicação deste tratamento térmico vai permitir a dissolução completa dos precipitados que não tinham sido dissolvidos durante a operação de soldadura. Como resultado, vai aparecer na zona que anteriormente era caracterizada pela presença de grão refinado, uma outra zona com grão de diâmetro superior.

A utilização de temperaturas de normalização superiores (1080 ºC em vez de 1050 ºC) seguido de um revenido a 750 ºC ou 780 ºC antes da soldadura, não traz benefícios em termos de acréscimo de tempo à rotura.

No entanto, a junta de soldadura que foi submetida anteriormente a um tratamento térmico de normalização e revenido de 1050 ºC e 600 ºC respectivamente, deu origem a um tempo de rotura superior.

O ensaio de fluência multiaxial realizado no colector cujas tubuladuras foram sujeitas a tratamentos térmicos diferentes veio confirmar os resultados dos ensaios uniaxiais, em que, para a mesmas condições de temperatura e tensão, a zona sujeita a tratamento de normalização e revenido apresenta os melhores resultados:

- Tratamento térmico após soldadura a 750 ºC: **3535** horas de funcionamento;

- Tratamento térmico após soldadura com normalização a 1050 ºC e revenido a 750ºC: **5563** horas de funcionamento.

No entanto, nos ensaio uniaxiais as diferenças de valores para as mesmas condições de tensão e temperatura foram mais pronunciadas, obtendo-se respectivamente:

- Tratamento térmico após soldadura a 750 ºC: **1200** horas de funcionamento;

- Tratamento térmico após soldadura com normalização a 1050 ºC e revenido a 750 ºC: **6500** horas de funcionamento.

Recorrendo às figuras A.4 e A.5 dos anexos, pode verificar-se que as deformações foram sempre superiores na zona das tubuladuras, uma vez que a espessura destas é inferior à espessura do colector.

A figura A.4 mostra os resultados das medições efectuadas na parte lateral da tubuladuras, cujos valores de deformação são superiores quando comparados com as medições efectuadas na parte frontal da tubuladuras (fig. A.5). Isto veio demonstrar que a parte lateral das tubuladuras esteve sujeita a valores de tensão superiores, sendo nesta zona do colector que surgiu a rotura.

Para ambas as tubuladuras sujeitas a parâmetros de tratamento térmico diferentes, a rotura teve origem na zona onde foram verificadas tensões superiores.

No entanto, a partir da evolução microestrutural e considerando um tempo de exposição de 3500 h, a degradação microestrutural é superior na tubuladura A, evidenciando-se mais esta diferença na zona onde existiu refinamento de grão. Isto demonstra os benefícios existentes da aplicação do tratamento térmico de normalização e revenido após soldadura, tendo em consideração as condições de tensão e temperatura em estudo.

8 CONCLUSÃO

Ao fim de alguns anos após funcionamento, o aparecimento de paragens inesperadas em centrais termoeléctricas devido à rotura de componentes sujeitos a condições de fluência tem sido motivo de alguma preocupação. Este tipo de rotura tem surgido numa fase prematura da vida da caldeira, aumentando os custos de manutenção da central.

O modo de falha predominante está associado às juntas de soldadura, que têm uma grande aplicação nos processos de fabrico actuais de componentes sob pressão. Este modo de falha é caracterizado pelo aparecimento de fissuração na zona da ZTA da soldadura onde existiu refinamento de grão. Considerando a sua localização na junta de soldadura, esta fissuração é designada por fissuração do tipo IV.

Os dados experimentais recolhidos neste trabalho provenientes de ensaios realizados no aço P91 permitiram evidenciar o seu comportamento quando sujeito a regimes de fluência verificando-se que, as juntas de soldadura possuem tempos de rotura bastante inferiores quando comparadas com o material base.
Conclui-se ainda que, com a modificação de parâmetros associados ao fabrico de juntas soldadas, em algumas situações, é possível obter tempos à rotura semelhantes ao do material base.

A utilização de diferentes processos de soldadura, não introduz alterações significativas em termos de tempo de rotura. Conclui-se pois que há uma melhoria de produtividade no fabrico de componentes sob pressão, uma vez que a aplicação do processo de soldadura por arco submerso traz vantagens acrescidas devido à sua taxa de deposição ser superior, quando comparada com os outros processos (SER e TIG).

Após soldadura, é definido pelos códigos e normas aplicáveis a componentes sob pressão, a aplicação de um tratamento térmico cujas temperaturas de patamar estão compreendidas entre os 740 ºC e os 780 ºC. Esta variação de parâmetros de temperatura não se traduziu em alterações significativas do tempo de rotura.

A variação do valor dos parâmetros de temperatura do tratamento de normalização e revenido efectuado antes da soldadura no material base, não se traduz em alterações significativas nos tempos de rotura.

Apenas a junta de soldadura submetida a um tratamento térmico de normalização e revenido de 1050 ºC e 600 ºC deu origem a tempos de rotura ligeiramente superiores.
Este tratamento térmico efectuado antes da soldadura é normalmente aplicado pelo fabricante do aço, não estando contemplada a utilização de valores de temperatura de revenido após normalização de 600 ºC. Com a possibilidade de aplicação deste tratamento, a probabilidade de aparecimento de fissuração durante a soldadura seria superior, uma vez que a dureza do aço rondaria os 350HV10.
Para além dos riscos inerentes à soldadura, todos os componentes cujo material base esteja nestas condições teriam obrigatoriamente de ser submetidos a um tratamento térmico final compreendido entre os 740 e 780 ºC. Este tratamento vai permitir a precipitação dos carbonetos e nitretos referidos ao longo deste trabalho, que têm um papel preponderante no que corresponde à melhoria do comportamento à fluência do aço P91.

A junta de soldadura que foi sujeita a um tratamento térmico de normalização e revenido (após soldadura) apresenta melhorias consideráveis no que corresponde ao comportamento à fluência, tendo em consideração as temperaturas e tensões em estudo. Com este tipo de tratamento, são obtidos tempos de rotura claramente superiores, quando comparado com o tratamento térmico entre os 740 e 780 ºC.
No entanto, a utilização deste tratamento térmico em fabrico de componentes sob pressão é discutível devido às dificuldades da sua aplicação em determinadas situações. Esta solução é viável se a dimensão do componente permitir a sua colocação num forno fechado devidamente apropriado para a execução de tratamentos térmicos desta natureza.
Em situações que contemplem componentes de grandes dimensões, ou no caso de montagem de equipamentos em estaleiro, na maior parte das vezes só são aplicados tratamentos térmicos locais. Nestas situações é pouco viável a aplicação de um tratamento térmico deste tipo.

Com o objectivo de ultrapassar esta dificuldade, são definidos valores de tensão de projecto inferiores o que é conseguido mediante um aumento de espessura dos componentes sujeitos a degradação por fluência. Este incremento de espessura deve ser o suficiente de modo a serem obtidas tensões que permitam uma duração dos componente de no mínimo 10^5 horas.
No entanto, este aumento de espessura para além do encarecimento do custo final do componente, traz desvantagens em termos do comportamento deste material à fadiga térmica devido à existência de gradientes de temperatura superiores ao longo da espessura do material.
A maioria das centrais termoeléctricas, tendo em consideração factores económicos, ajustam o seu funcionamento considerando os consumos de electricidade existentes em determinado período.

Estas variações de ciclo de funcionamento implicam variações de temperatura que, em componentes de elevada espessura, se traduz em esforços de fadiga de origem térmica
Passados vinte anos após a aplicação deste aço em centrais termoeléctricas é agora possível a recolha de novos dados experimentais, uma vez estes vão traduzir, com uma maior precisão, o comportamento deste aço quando sujeito a condições de elevada temperatura e tensão.

Em termos de perspectivas, são sugeridos alguns temas que, eventualmente, poderão ser objecto de estudo:

- Recentemente têm surgido novos aços com características de resistência à fluência superiores ao P91. Destes aços destaca-se o aço P92 que começa a ter alguma aplicabilidade em componentes sob pressão. No entanto, devido à sua recente aplicação, não existem ainda dados suficientes acerca do seu comportamento à fluência em condições reais de funcionamento, o que constitui uma motivação acrescida para que surjam novos trabalhos que contemplem a utilização deste aço.

- Estudos recentes revelam que adições controladas de boro e azoto são benéficas em termos do comportamento à fluência do aço P91. A utilização de aços com teores controlados de boro e azoto para diversos parâmetros de tratamentos térmicos pode constituir um tema de estudo num futuro próximo.

- O aumento de espessura dos componentes, com o objectivo de redução do valor de tensão de serviço, é favorável em condições de funcionamento a temperatura constante. Os frequentes arranques e paragens de uma central com consequentes variações de temperatura que se vão traduzir em mecanismos de degradação por fadiga térmica, tem uma maior incidência em componentes de maior espessura. A interacção entre os mecanismos de degradação por fluência e fadiga térmica tem uma grande importância no que corresponde ao tempo de vida útil dos componentes sendo este um tema pertinente a ter em consideração em próximos trabalhos.

9 BIBLIOGRAFIA

[1] Wachter, O. & Ennis, P.J., Ph.D Thesis, Technische Hohschule, Aachen, Germany (1995).

[2] Takeda, Y., Masuyama, F., 1st International Conference on Heating Resisting Materials, U.S.A. (1991).

[3] Evans, H. E., Mechanisms of Creep Fracture, Elsevier Applied Science Publishers, London and New York (1984).

[4]Webster, G.A. & Ainsworth, R. A., High Temperature Component life Assessment, Chapman & Hal. (1993).

[5] U. Martin, U. Mühle e H. Oettel, Computational Materials Science, **9** 92-98. (1997).

[6] Orowan, E., Proc. Phys. Soc., 52, 8. (1940).

[7] Argon, A.S., Scripta Met., 4, 1001. (1970).

[8] Fortes, M.A. & Rosa, M. E., Acta Met., 32, 663, (1984).

[9] Mukherjee, A.K., Bird, J.E., e Dorn, J.E., Trans. ASM, 62, 155 (1969).

[10] Robinson, S.L. e Sherby, O.D., Acta Met., 17, 109 (1969).

[11] Ballufi, R.W., Phys. Stat. Sol., 42, 11. (1970).

[12] Vandervoort, R.R., Metall. Trans., 1, 857 (1970).

[13] Nabarro, F., & Villiers, H., The Physics of Creep, Tayler & Francis (1995).

[14] Ball, A. e Hutchison, M., Met. Sci. J. 3, 1 (1969).

[15] Harper, A.,Structural processes in Creep, p. 56, The Iron and Steel Institute, London (1994)..

[16] Yavari, P. e Langdon T.G., Acta Metall. 5 654 (1982).

[17] Endo, T., Shimada, T., e Langdon, T.G., (1984), Acta Metall. 32 (1991).

[18] Viswanathan, R., Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components, ASM International (1989).

[19] Coutney, T.H., Mechanical Behaviour of Materials, McGraw-Hill Publishing Company (1990).

[20] Dyson, B.F. e Mc Lean, D., Acta Metall. 31, 17 (1983).

[21] Raj, R. e Ashby, M.F., Acta Metall. 23, 653 (1975).

[22] Raj, R., Acta Metall. 26, 995 (1978).

[23] Argon, A.S., Chen, I.W. e Lau, C.W., Creep-Fatigue-Environment Interaction, R. M. Pelloux and N.S. Stoloff, eds. Met. Soc. AIME, Warrendale, Penn, 46 (1980).

[24] Argon, A.S., Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, B Wilshire e D.R. Owen, eds. Pineridge Press, Swansea, 1 (1982).

[25] Argon, A.S., Scri. Metall. 17, 5 (1973).

[26] Riedel, H., Fracture at High Temperatures, Springer-Verlag, Berlin (1987).

[27] Watanabe, T., Metall. Trans., 14A, 531 (1983).

[28] Wu, R. e Sandström, R., Strain dependence of Creep cavity nucleation in low alloy and 12% Cr steels, Materials Science and Technology, Vol. 12 405-415 (1996).

[29] Nolan, P.J., Lister, S.K., Garret, J.C.P., Brough, I., Lorimer, G.W., Banks, Identification of Carbides in 9%Cr-1%Mo Steels oxidised in CO_2, Central Electricity Generating Board, (1979).

[30] Ritchie, O.R., Parker, E.R., Spencer, P.N. e Todd, J.A., A new series of advanced 3Cr-Mo-Ni steels for thick section pressure vessels in high temperature and pressure hydrogen service, J. Materials for Energy Systems, ASM, Vol. 6, Nº 3 (1984).

[31] Thomson, R.C., e Bhadeshia, H.K.D.H., Changes in chemical composition of carbides in 2.25Cr-1Mo power plant steel, part 1 – bainitic microestruture, Materials Science and Technology Vol. 10 (1994).

[32] Yalin, M., Bamberger, M. e Rosen, A., Microstructural changes during creep of high chromium steel, Metallurgical and Materials Transations A, Vol 26 (1995).

[33] Evan, R.W., e Wilshire, B., Creep of Metals and Alloys, Institute of Metals (1985).

[34] Shamas, M.S., Remanent life assessment of ferritic weld heat affected zones by metallographic measurement of cavited damage (1987).

[35] Burton, B., Time-dependent solutions of the vacancy diffusion creep equations, Philosophical Magazine Letters, Vol. 69, Nº1 (1994).

[36] Kitamura, T., Ohtani, R., Yamanaka, T., e Hattori, Y., Cavity growth in polycrystalline materials under grain boundary diffusion creep and transition from cavity to crack, JSME International Journal, Series A Vol.38, Nº4 (1995).

[37] Hull, D. e Rimmer, D.E., Phil. Mag., 4, 673 (1959).

[38] Smith, E. e Barnby J.T., Metal Sci J., 1.1. (1967).

[39] Smith, E. e Barnby J.T., Metal Sci J., 1.56. (1967).

[40] Beere, W. e Speight, M.V., Metal Sci J., 12.272 (1978).

[41] Eduard, G.H. e Ashby, M.F., Acta metal., 27, 1505 (1979).

[42] Needleman, A. e Rice, J.R., Acta metal., 28, 1315 (1980).

[43] Argon, A.S., Chen, I.W., e Lau, C. W., Creep-Fatigue-Environment interaction, Pelloux, R.M., e Stoloff, N.S., eds. Met. Soc. AIME, Wanrrendale, Penn, 46 (1980).

[44] Hancock, J.W.,Metal Sci 10, 319 (1976).

[45] Dyson, F., Constraints on creep cavity growth, Met. Sci. Vol. 10, (1976).

[46] Chen, I.W. e Argon, A.S., Acta Metall., 29, 1759 (1981).

[47] Hellan, T.K., Int. J. Mech. Sci. Vol. 17 (1975).

[48] Stephens, J.J e Nix, W.D., Gell., Superalloys, Warrendale, Met. Soc. Aime. (1984).

[49] Barros, L., Estudo do comportamento à fluência dos aços 2.25Cr-1Mo (ASTM A213T22) e 9Cr-1Mo (ASTM A213T91), Dissertação de mestrado, IST (1999).

[50] Residual Life Assessment and Microstructure, ECC Recommendations – Vol. 6 [Issue 1] (2005).

[51] Instron – Materials Testing Solutions
Disponível na www: <URL: http://www.instron.com/> [Set. 2009]

[52] Davim, J.P, Magalhães, A.G., Ensaios mecânicos e tecnológicos, Publindustria, Edições técnicas (2004).

[53] ASME Boiler and Pressure Vessel Code; Recomended Guidelines for the Care of Power Boilers; Section 7,Subsection C8, C9;(2007).

[54] Fernandes, J.P., Lopes, E.D., Métodos de Degradação e Avaliação de Vida Restante em Tubos de HRSG, Apresentação ISEL – Instituto Superior de Engenharia de Lisboa (2008).

[55] Nath, B. e Masuyama, F., Material Comparison between NF616, HCM12A and TB12M-1: Dissimilar metal welds In.Conf Proc EPRI/ National Power Conference – New Steels for Advanced Plant up to 620ºC Pub the society of Chemical industry, London UK (1995).

[56] ESC – Energy solutions Center
Disponível na www: <URL: http://www.energysolutionscenter.org> (Set. 2009)

[57] Garcia, S., Moñux, F., Centrales térmicas de ciclo combinado : teoría y projecto, Díaz de Santos (2006).

[58] Grácio, L., Optimização de uma caldeira vertical recuperadora de calor de circulação natural, Trabalho final de curso ISEL (2002).

[59] Hagen, I.V. e Bendick, W., Creep Resistant ferritic Steels for Power Plants, Mannesmann Forschung institut .

[60] Wegst, Stahlschlussel Key to Steel 2004, Verlag Stahlschlussel Wegst (2004).

[61] Lopes, E.D., AVR de equipamentos industriais – Uma tecnologia Multidisciplinar, ISEL (2009).

[62] Guideline for Welding P(T)91 Materials, EPRI, Palo Alto, CA: 2001. 1006590.

[63] Shibli, I. A., Performance of P91 thick section welds under steady and cycling loading conditions, OMMI (Vol. 1, Issue 3) (2002).

[64] The T91/P91 Book. Vallourec & Mannessmann Tubes, (1999).

[65] Spiradek, K., Bauer, R. e Zeiler G., Development of Microestructure during the Creep of 9% steel, Proceedings of the 13 th international Congress on Electron microscopy, Paris (1994).

[66] Mayer, K.H., Neft, H., Increasing the efficiency of steam turbines by using improved 9-10%Cr Steels, International Conference on Plant condition & life Management, Helsinky VTT Manufacturing Technology (1995).

[67] Orr, J., Burton, D. e Rasche, C., Sensitivity of microstructure and mechanical properties of steel 91 to initial heat treatments, Ironmaking and Steelmaking Vol. 20, Nº 6 (1993).

[68] Natesan, K., Majumdar, S., Shankar, P.S. e Shah, V.N., Preliminary Materials selection Issues for the Next Generation Nuclear Plant Reactor Pressure Vessel, Nuclear Engineering Division, Argonne National Laboratory, (2006).

[69] Welding consumables for P91 steels for the power generation industry, Metrode Products limited, (2006).

[70]Béres, L., Balogh A. e Irmer, W., Welding of Martensitic Creep-Resistant Steels, AWS Welding Journal, (2001).

[71] Santos, J., Quintino, L., Processos de Soldadura, ISQ Edições Técnicas (1998).

[72] HFT – Huntingdon Fusion Techniques Limited
Disponível na www: <URL: http://huntingdonfusion.com> (Set. 2009).

[73] Guideline for Welding Creep Stenght-Enhanced Ferritic Alloys, EPRI, Palo Alto, CA: 2007 1012748.

[74] Guntz, M., Julien, G., Kittmann, Pellicani, F., Poilly, A. e Vaillant, J.C., The T91 Book, Ferritic Tubes and Pipe for High Temperature Use in Boilers, Vallourec Industries (1994).

[75] Yamazaky, M., Watanabe, T., Hongo, H., Tabuchi, M., Creep Rupture Properties of Welded Joints of Heat Resistant Steels, j. of Power Energy Systems Vol. 2 nº 4 (2008).

[76]Henry, J. F., Growing Experience with P91/T91 Forcing Essential Code Changes, Combined Cycle Journal (2005).

[77] Klueh, R. L., Joining and Processing Issues for Ferritic/Martensitic Steels, US Fusion Materials Science Program Strategic Planning Meeting, University of California at Santa Barbara, PowerPoint slides (2002).

[78] Watanabe, T., Creep damage evaluation of 9Cr–1Mo–V–Nb steel welded joints showing Type IV fracture, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 83, Issue 1, (2006).

[79] Tabuchi, M., Study on Type-IV Damage Prevention in High-Temperature Welded Structures of Next-Generation Reactor Plants, Part II: Effect of Boron on Creep Properties and Microstructures of HAZ for High Cr Steels, Proceedings of PVP2006-ICPVT-11, ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, July 23-27, 2006, Vancouver, BC, Canada.

[80] Kimura, K., Assessment of Long-Term Creep Strength and Review of Allowable Stress of High Cr Ferritic Creep Resistant Steels, PVP2005-71039, Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, Denver, CO, July 2005, pp. 237-244.

[81] Filomena, P.A., Barata, J., Barros, P., Ensaios Não Destrutivos, Publicação do ISQ (1992).

[82] Paulo, J.M., Descontinuidades e inspecção em juntas soldadas, Universidade Federal de Minas Gerais (2001).

[83] Coussement, C., Van Wortel, J.C., Optimization of the creep behaviour of welded components in modified 9% Cr, Technical steel research series (1998).

[84] Koukal, J., Sondel, M., Schwarz, D., Creep properties correlation of modeled and real weld joints in the modified 9% Cr steel, Czech Welding Society ANB (2008).

ANEXO A.1

DADOS EXPERIMENTAIS - TABELAS

DADOS	FABRICANTE 1	FABRICANTE 2
DIMENSÕES (mm)	Φ 159x20	Chapa 20 mm espessura
TRATAMENTO TÉRMICO (ºC)	Normalização:1060/1h Revenido: 750/2h	Normalização:1050/1h Revenido: 740/1h e 790/1h
TENSÃO DE ROTURA (MPa)	728	720
TENSÃO DE CEDÊNCIA (MPa)	579	557
ALONGAMENTO (%)	25	35
PROPRIEDADES DE IMPACTO (J)	231	200

Tabela A.1 – Características mecânicas do aço P91 utilizado nos ensaios.

NORMA		COMPOSIÇÃO QUÍMICA												
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	N	Ni	Al	Nb	Cu
ASTM/ ASME	min	0,08	0,3			0,2	8	0,85	0,18	0,03			0,06	
	máx	0,12	0,6	0,02	0,01	0,5	9,5	1,05	0,25	0,07	0,4	0,04	0,1	
EN 10028	min	0,08	0,3				8	0,85	0,18	0,03			0,06	
	máx	0,12	0,6	0,02	0,005	0,5	9,5	1,05	0,25	0,07	0,3	0,04	0,1	0,30
EN 10216	min	0,08	0,3			0,2	8	0,85	0,18	0,03			0,06	
	máx	0,12	0,6	0,02	0,01	0,5	9,5	1,05	0,25	0,07	0,4	0,04	0,1	0,30
FABRICANTE 1 Φ 159x20 mm		0,1	0,46	0,02	0,002	0,38	8,1	0,92	0,18	0,049	0,33	0,03	0,07	0,06
FABRICANTE 2 Chapa de 20 mm		0,11	0,42	0,02	0,001	0,34	9,07	0,96	0,22	0,043	0,107	0,02	0,09	0,11

Tabela A.2 – Composição química de acordo com ASTM/ASME, EN 10216-2 e EN 10028-2.

Tensão (Mpa)	Temperatura (ºC)	Tempo Rotura (h)	L (%)	Z (%)
75	700	37	24,9	94,3
	690	245		
	680	353	19,9	82,6
	670	709	21,3	81,3
	660	1523	23,2	84,3
	655	1958	19,9	79,4
100	670	136		
	650	900		
	625	5137	27,8	70,6
	625	4772	21,9	64
160	600	457		
150		509		
140		1900		
130		1700		
120		5900		
130	625	341	47,5	94
120		780	49	91,5
120		820	44,7	92,7
110		1386	42,6	87
110		1331	36,6	77,9
100		5137	27,8	70,6
100		4772	21,9	64
90		8504	22,6	72,5
90		8391	23,8	48,1
80		9916	23,6	36,3

Tabela A.3 – Ensaios de fluência uniaxiais realizados na chapa de 20 mm.

Processo	Provete	Tratamento térmico antes da soldadura		Tratamento térmico depois da soldadura		ENSAIO DE DUREZA HV10			
						ZTA		Material depositado	Material base
		Temp. (ºC)	Tempo (h)	Temp. (ºC)	Tempo (h)	Min.	Máx.	(média)	(média)
SER	1A	1050 e 750	1	750	2	195	230	245	215
SER	1B	1050 e 750	1	725	2	210	260	225	215
SER	1C	1050 e 750	1	775	1	210	250	255	220
SER	1D	1050 e 750	1	1050 e 750	1	235	245	265	240
TIG	2A	1050 e 750	1	750	2	210	260	280	225
TIG	2B	1050 e 750	1	725	2	215	270	295	235
TIG	2C	1050 e 750	1	775	1	205	255	265	225
SER	4A	1080 e 750	1	750	2	215	250	245	225
SER	5A	1080 e 780	1	750	2	215	250	245	225
SER	6	1050 e 600	1	750	2	235	245	270	235
SER	7	1050 e 650	1	750	2	235	250	265	235

Tabela A.4 – Ensaios de dureza (HV10) na soldadura do tubo após tratamento térmico.

Processo	Provete	Tratamento térmico antes da soldadura		Tratamento térmico depois da soldadura		ENSAIO DE DUREZA HV10			
						ZTA		Material depositado	Material Base
		Temp. (ºC)	Tempo (h)	Temp (ºC)	Tempo (h)	Min.	Máx.	(média)	(média)
SER	X	1050 + 740 + 790	1	750 + 760	2			250	
SAS	Y			780	2	205	280	280	220

Tabela A.5 – Ensaios de dureza (HV10) na soldadura da chapa após tratamento térmico.

Processo	Provete	Tratamento térmico antes da soldadura		Tratamento térmico depois da soldadura		ENSAIO DE FLUÊNCIA (100 Mpa)				Localização
						T	t_r	L	Z	
		Temp. (ºC)	Tempo (h)	Temp (ºC)	Tempo (h)	(ºC)	(h)	(%)	(%)	
SER	1A	1050 e 750	1	750	2	610	1528	2,2	29,6	GFZTA
						620	952	2,5	29,7	GFZTA
						635	191	3	29	GFZTA
						650	72,2	3,2	33,5	GFZTA
SER	1B	1050 e 750	1	725	2	620	952	2,2	29,6	GFZTA
						620	688	2,5	29,7	GFZTA
						635	195	3	29	GFZTA
						650	75	3,2	33,5	GFZTA
SER	1C	1050 e 750	1	775	1	620	1056	2,8	26	GFZTA
						635	157	4	43	GFZTA
						635	176	4	36	GFZTA
						650	114	4	42	GFZTA
						650	67	4	39	GFZTA
SER	1D	1050 e 750	1	1050 e 750	1	610	9156	2,2	29,6	GFZTA
						620	3558	2,5	29,7	GFZTA
						635	975	3	29	GFZTA
						650	305	3,2	33,5	GFZTA
TIG	2A	1050 e 750	1	750	2	620	1055	2,5	29	GFZTA
						635	224	2,9	17,4	GFZTA
						650	87,9	5	39	GFZTA
TIG	2B	1050 e 750	1	725	2	620	1036	2,1	28,8	GFZTA
						635	188	2,3	32	GFZTA
						650	85,7	4,2	42,3	GFZTA
TIG	2C	1050 e 750	1	775	1	620	794	2,9	32,7	GFZTA
						635	226	3,3	19,3	GFZTA
						650	60	4,1	42,2	GFZTA
SER	4A	1080 e 750	1	750	2	610	1517	2	21	GFZTA
						620	1132	2,7	32	GFZTA
						635	205	3	23	GFZTA
						650	68	2,5	26	GFZTA
SER	5A	1080 e 780	1	750	2	610	1181	3	32	GFZTA
						620	562	2,5	30	GFZTA
						635	145	3,5	33	GFZTA
						650	68	4	35	GFZTA
SER	6	1050 e 600	1	750	2	610	2979	3	32	GFZTA
						615	1638	2,5	30	GFZTA
						635	333	3,5	33	GFZTA
						650	64	4	35	GFZTA
SER	7	1050 e 650	1	750	2	610	2242	3	32	GFZTA
						615	1712	2,5	30	GFZTA
						635	333	3,5	33	GFZTA
						650	97	4	35	GFZTA

Tabela A.6 – Ensaios de fluência uniaxiais na juntas de soldadura (Tubo 20 mm).

Processo	Provete	Tratamento térmico antes da soldadura		Tratamento térmico depois da soldadura		ENSAIO DE FLUÊNCIA (100 Mpa)				
		Temp. (ºC)	Tempo (h)	Temp (ºC)	Tempo (h)	T (ºC)	t_r (h)	L (%)	Z (%)	Localização
SER	X	1050 + 740 + 790	1	750 + 760	2	600	3807	1,1	30,1	GFZTA
						610	1560	1,4	25,6	GFZTA
						620	960	2,6	24,4	GFZTA
						625	452	2,7	27,9	GFZTA
						630	255	3	51,8	GFZTA
						640	116	6,9	49,6	GFZTA
						645	108	5,7	65,7	GFZTA
						650	97	5,6	69,7	GFZTA
						650	68	5	69,3	GFZTA
SAS	Y			780	2	610	1392			GFZTA
						620	948			GFZTA
						630	447			GFZTA
						640	93			GFZTA
						650	95			GFZTA

Tabela A.7– Ensaios de fluência uniaxiais na juntas de soldadura (Chapa de 20 mm).

Processo	Provete	Tratamento térmico antes da soldadura		Tratamento térmico depois da soldadura		ENSAIO DE FLUÊNCIA (600ºC)				
		Temp. (ºC)	Tempo (h)	Temp (ºC)	Tempo (h)	P (MPa)	t_r (h)	L (%)	Z (%)	Localização
SER	1B	1050 e 750	1	725	2	150	349	5,1	23,3	MB
						120	1133	2,4	18,8	GFZTA
						100	2440	1,9	17	GFZTA
SER	1D	1050 e 750	1	1050 e 750	1	150	876	18,2	84,4	MB
						120	6544	14,5	60,9	MB
						100	16672			
TIG	2A	1050 e 750	1	750	2	150	232	19,3	84	MB
						120	1478	4	23,3	GFZTA
						100	2344	3,6	23,3	GFZTA
SER	5A	1080 e 780	1	750	2	150	289	18,8	81,9	MB
						120	1439	3,8	22,4	GFZTA
						100	3160	3,3	23,4	GFZTA
SER	6	1050 e 600	1	750	2	150	273	18	82,4	MB
						120	2002	4,7	25,9	GFZTA
						100	4720	3,4	18,1	GFZTA
SAS	X	1050 + 740 + 790	1	750 + 760	2	130	171	7,1	71	GFZTA
						120	595	6,6	86,6	GFZTA
						100	3807	0.8	45,2	GFZTA
						90	4611	1,1	30,1	GFZTA
						70	7830	1,7	32,8	GFZTA

Tabela A.8– Ensaios de fluência uniaxiais na juntas de soldadura a 600ºC.

ANEXO A.2

DADOS EXPERIMENTAIS – FIGURAS

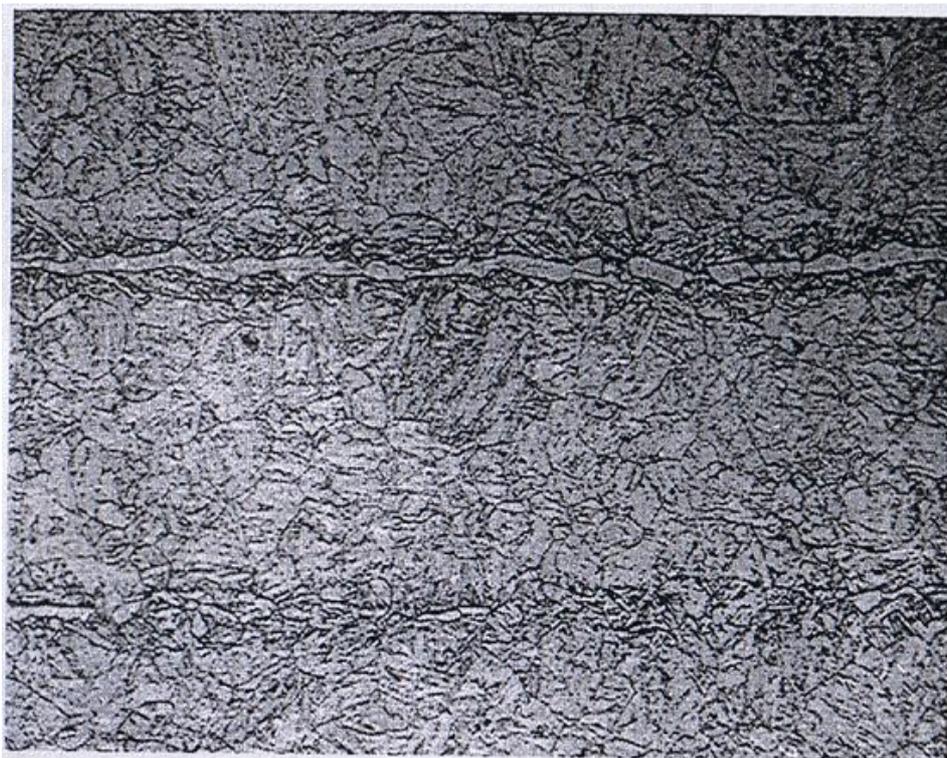



Figura A.1 – Microestrutura da chapa de 20 mm de espessura (Ampliação 500 X).

Provete	Tratamento térmico ao material base antes da soldadura	Tratamento térmico após soldadura	
		Processo	Temperatura/Tempo
1C	1050°C/1h+750°C/1h	SER	775°C/1h
1D	1050°C/1h+750°C/1h	SER	1050°C/1h+750°C/1h
6	1050°C/1h+600°C/1h	SER	750°C/2h

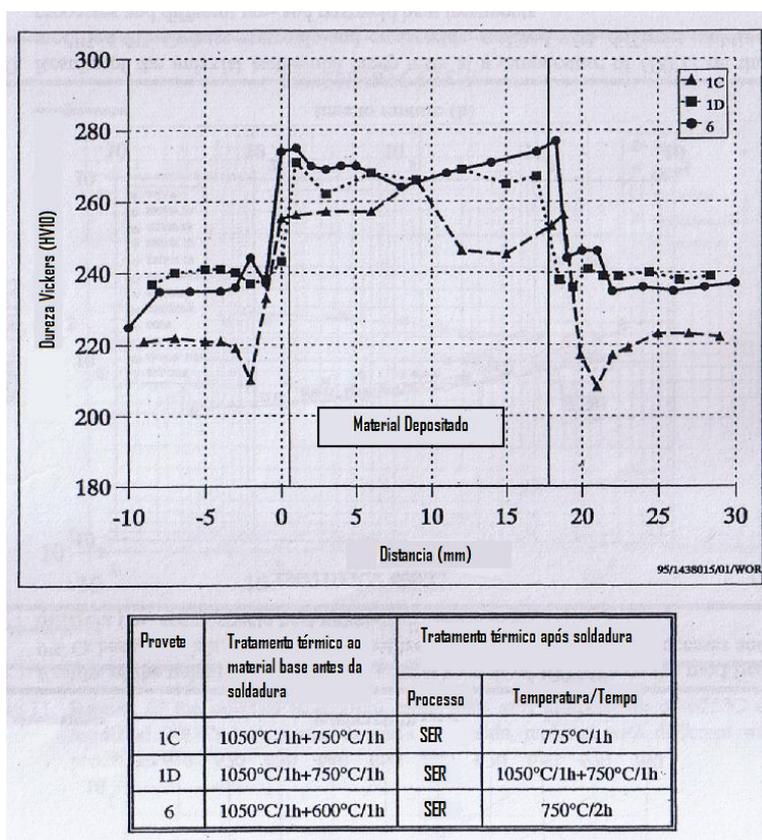



Figura A.2 – Medições de dureza na junta de soldadura por eléctrodos revestidos no tubo de 20 mm de espessura para diversas condições de tratamento térmico.

Figura A.3 – Dimensões do colector correspondente ao ensaio multiaxial de fluência.

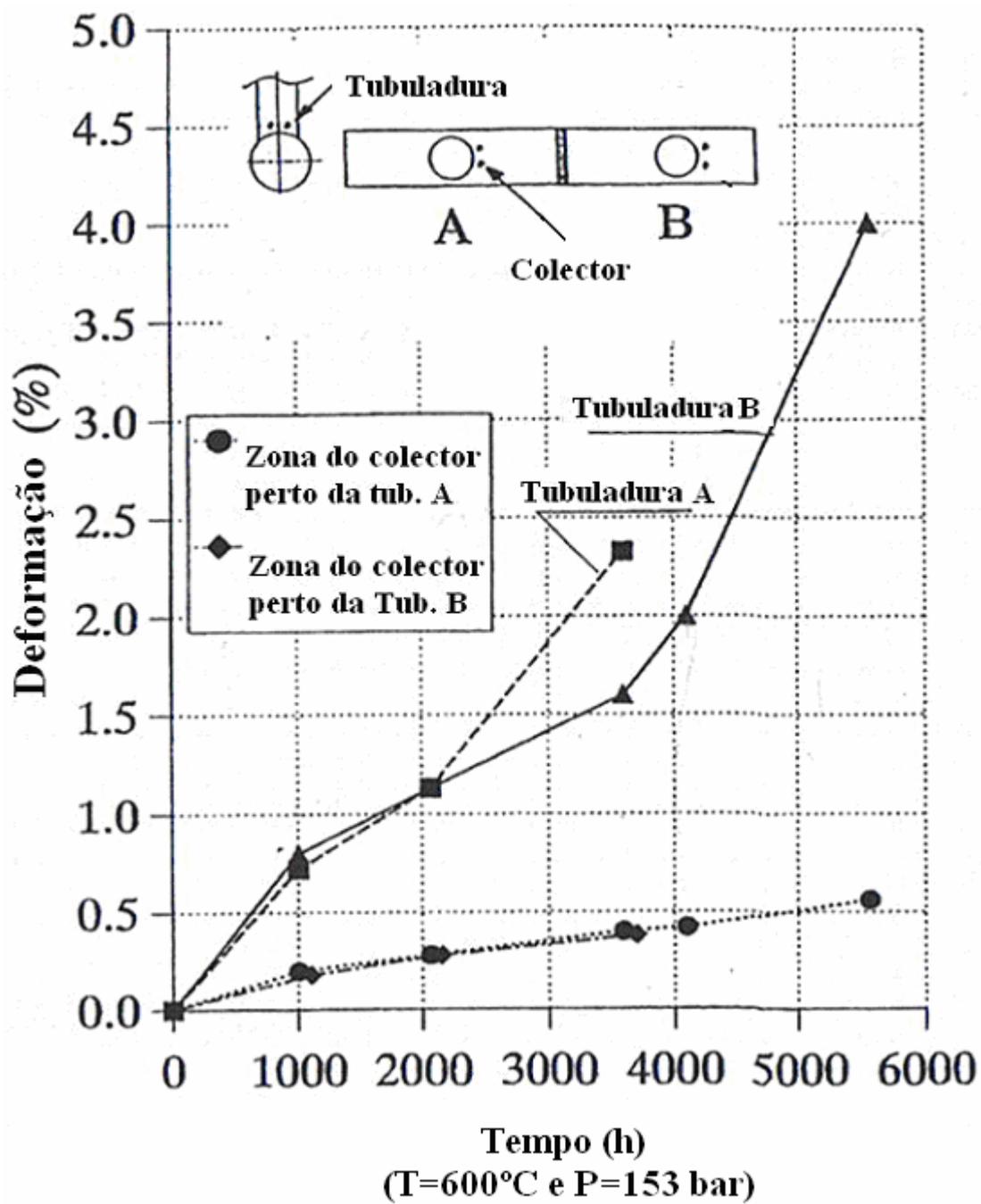



Figura A.4 –Comparação entre o comportamento da deformação do colector e tubuladuras durante o ensaio de fluência a T=600ºC e P=153 bar (Zona Lateral).

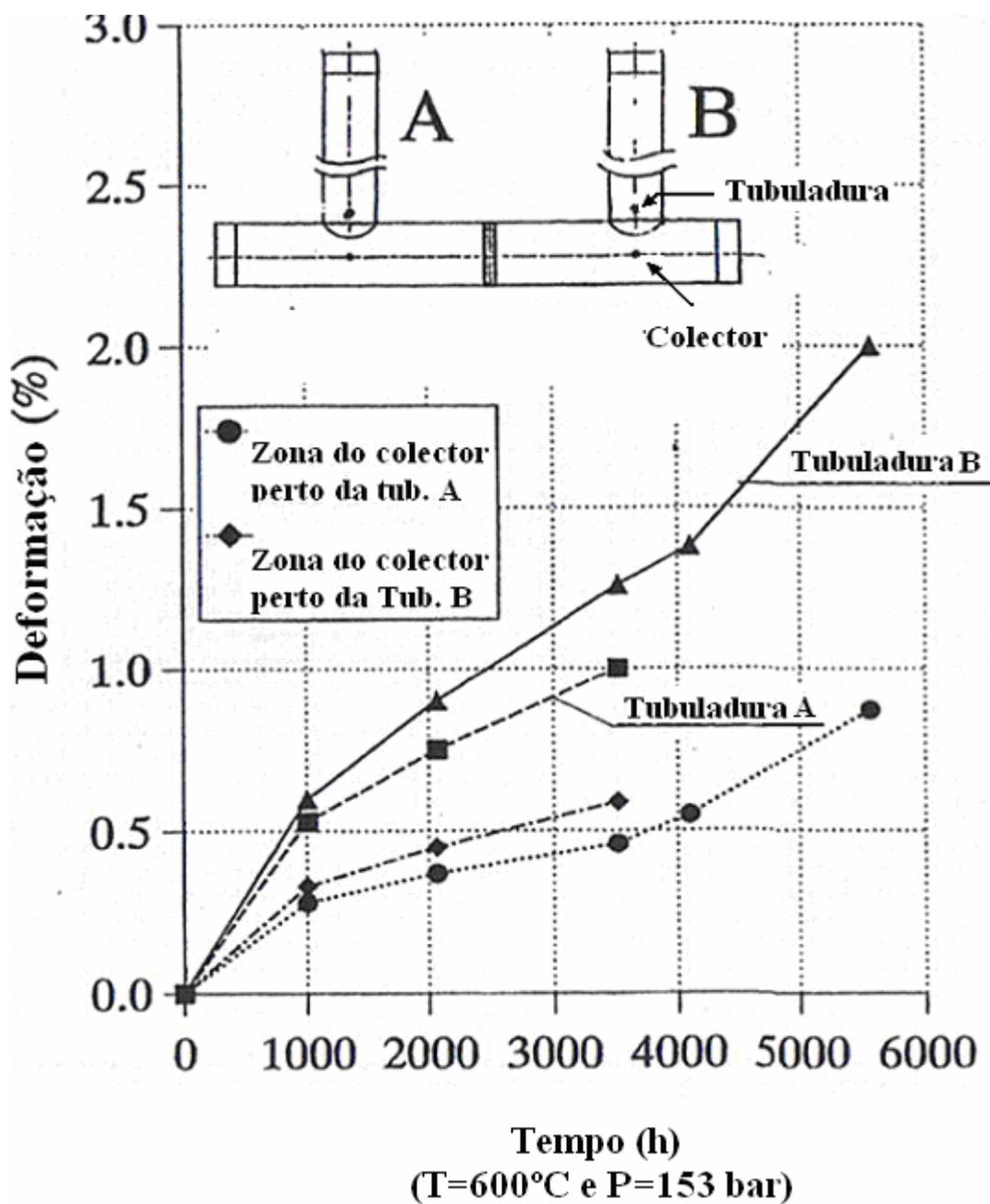
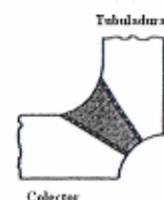
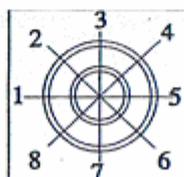



Figura A.5 –Comparação entre o comportamento da deformação do colector e tubuladuras durante o ensaio de fluência a T=600ºC e P=153 bar (Zona Frontal).

T = 600°C
P = 153 bar

TUBULADURA A 1hr 750°C

CLASSIFICAÇÃO DA DEGRADAÇÃO POR FLUENCIA (TRD 508)							
Tempo de exposição(h)/ Temperatura (°C)	Metal Depositado	Zona termicamente afectada (ZTA)				Material Base	
		Grão coalescido		Grão Fino			
		Colector	Tubuladura	Colector	Tubul.	Colector	Tubul.
1000/600	1	1	3	2	2	1	1
2064/600	2/3	2	4	2	3	2	2
3500/600	4	3	4/5	2/3	4/5	2	2
3535/600[1/]	5	3	5	4	5	2	2

T = 600°C
P = 153 bar

TUBULADURA B 1hr 1050°C + 1hr 750°C

CLASSIFICAÇÃO DA DEGRADAÇÃO POR FLUENCIA (TRD 508)							
Tempo de exposição(h)/ Temperatura (°C)	Metal Depositado	Zona termicamente afectada (ZTA)				Material Base	
		Grão coalescido		Grão Fino			
		Colector	Tubuladura	Colector	Tubul.	Colector	Tubul.
1000/600	1	1	1	1	1	1	1
2064/600	2	2	2	2	2	2	2
3500/600	2/3	2	2	2	2	2	2
4100/600	3	2	2/3	2	2	2	2
5563/600[1/]	5	2/3	5	2	5	2	2

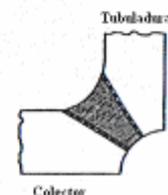
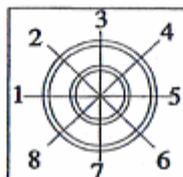



Figura A.6 –Evolução da degradação microestrutural ao longo do ensaio de fluência a T=600ºC e P=153 bar.